



LUIS VANDERLEI TORRES

Tixoconformação de Novas Ligas Al-Si-Cu

58/2013

**CAMPINAS
2013**



UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA

LUIS VANDERLEI TORRES

Tixoconformação de Novas Ligas Al-Si-Cu

Orientador: Prof. Dr. Eugênio José Zoqui

Tese de Doutorado apresentada à Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Estadual de Campinas, para a obtenção do título de Doutor em Engenharia Mecânica na Área de Materiais e Processos de Fabricação.

ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE À VERSÃO
FINAL DA TESE DEFENDIDA PELO ALUNO
LUIS VANDERLEI TORRES E ORIENTADA
PELO PROF. DR. EUGÊNIO JOSÉ ZOQUI



ASSINATURA DO ORIENTADOR

CAMPINAS
2013

Ficha catalográfica
Universidade Estadual de Campinas
Biblioteca da Área de Engenharia e Arquitetura
Rose Meire da Silva - CRB 8/5974

T636t Torres, Luis Vanderlei, 1983-
Tixoconformação de novas ligas Al-Si-Cu / Luis Vanderlei Torres. – Campinas, SP : [s.n.], 2013.

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

1. Ligas de alumínio. 2. Fundição. 3. Viscosidade. 4. Propriedades mecânicas. I. Zoqui, Eugênio José, 1965-. II. Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de Engenharia Mecânica. III. Título.

Informações para Biblioteca Digital

Título em outro idioma: Thixoforming of new Al-Si-Cu alloys

Palavras-chave em inglês:

Aluminun alloys

Casting

Viscosity

Mechanical properties

Área de concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Titulação: Doutor em Engenharia Mecânica

Banca examinadora:

Eugênio José Zoqui [Orientador]

Amauri Hassui

João Batista Fogagnolo

Carmo Roberto Pellicieri de Lima

Mírian de Lourdes Noronha Motta Melo

Data de defesa: 30-07-2013

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**

TESE DE DOUTORADO

Tixoconformação de Novas Ligas Al-Si-Cu

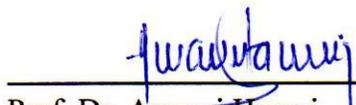
Autor: Luis Vanderlei Torres

Orientador: Prof. Dr. Eugênio José Zoqui

A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou esta Tese:



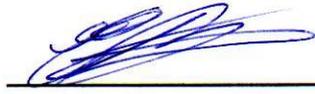
Prof. Dr. Eugênio José Zoqui, Presidente.
UNICAMP/Universidade Estadual de Campinas



Prof. Dr. Amauri Hassui
UNICAMP/Universidade Estadual de Campinas



Prof. Dr. João Batista Fogagnolo
UNICAMP/Universidade Estadual de Campinas



Prof. Dr. Carmo Roberto Pelliciar de Lima
USF/Universidade São Francisco



Prof. Dra. Mirian de Lourdes Noronha Motta Melo
UNIFEI/Universidade Federal de Itajubá

Campinas, 30 de julho de 2013.

Dedicatória

Dedico este trabalho aos meus pais, Luis Carlos e Edna e ao meu irmão Luis Fernando, 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:

Primeiramente a DEUS, pelo dom da vida e por tudo de bom que ELE tem me proporcionado.

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

Aos técnicos, Aristides, Eduardo, Claudenete, Miguel Zelaya e Zé Luis, pois alguns experimentos não teriam sido possíveis sem a colaboração deles; de forma especial ao Fabio e Miro.

Aos amigos, Alexandre, Bruna, Camila, Carla, Carmo, Daniel, Davi, Douglas, Guilherme, Gustavo, Henrique, Kaio, Luciano, Lygia, Marcos, Renato, Robin, Silvia, Talles e Vera pela ajuda, apoio, companheirismo e amizade.

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

“Tudo posso naquele que me fortalece.”
(Filipenses 4.13)

Resumo

Este trabalho tem como objetivo avaliar a tixoconformabilidade de ligas Al-Xwt%Si-2,5wt%Cu abrangendo todas as etapas do processo: obtenção das ligas tixofundidas, caracterização microestrutural, caracterização do comportamento viscoso e processo de tixoforjamento em dois conjuntos de equipamentos diferentes, a saber, prensa excêntrica e prensa pneumática. As ligas Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu e Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu foram produzidas via lingotamento estanque com agitação eletromagnética e com técnica de ultra-refino (adição do refinador Al-5,0wt%Ti-1,0wt%B). 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 a fração sólida de 45% e com todos os tempos de tratamento. Por fim, foram avaliadas as propriedades mecânicas, via ensaios de tração, das peças tixoforjadas. Os tratamentos térmicos promovem a globularização das partículas de fase primária, de forma que os melhores resultados de viscosidade foram alcançados para ligas submetidas às frações sólidas de 45%: todas as ligas apresentaram resultados de viscosidade aparente na faixa de 10^6 (Pa.s), segundo a literatura, materiais que se encontram nesta faixa de viscosidade possuem o comportamento similar ao do vidro fundido e demonstram alta conformabilidade, mostrando-se viáveis ao processo de tixoconformação. As peças tixoforjadas apresentaram boa conformabilidade preenchendo toda a matriz e reproduzindo sua geometria. Apresentaram boas propriedades mecânicas através dos ensaios de tração e quando submetidas ao tratamento de solubilização apresentaram propriedades mecânicas superiores, ou seja, houve um aumento do limite de escoamento em todas as ligas em torno de 50MPa, aumento no alongamento em torno de 2 a 3 vezes e o aumento do limite de resistência a tração em todas as ligas em torno de 80MPa.

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

Abstract

The goal of this work was to evaluate the thixoformability of Al-Xwt%Si-2,5wt%Cu alloys, including all the stages process: obtaining the thixocasting, characterization in terms of microstructural, characterization of the rheological behavior, and the thixoforging process in two different sets equipment, ie., eccentric press and pneumatic press. The Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu e Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu alloys were produced by direct casting with electromagnetic stirring and by ultra-refining (addiction of Al-5,0wt%Ti-1,0wt%B). 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 solid fraction of 45% and with all re-heating treatment times. Finally, had been the mechanical properties, by tensile tests, of the thixoforged pieces. Re-heating treatment times promote the solid phase particles globularization, from that the best results of viscosity been reached for alloys treated with solid fractions of 45%: all the alloys presented resulted of apparent viscosity of 10^6 (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, revealing viable the process thixoforming. The thixoforged piece presented good conformability, total fulfilling of the matrix and reproducing geometry. Showed good mechanical properties by tensile tests and subjected to solubilization treatment had superior mechanical properties, ie, an increase in the yield strength in all alloys about 50MPa, elongation increased approximately 2 to 3 times and increasing the limit of tensile strength in all leagues around 80MPa.

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

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).....	14
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).	14
Figura 2.3: Esquema geral dos mecanismos de engrossamento dendrítico por coalescência: (a) Young e Kirkwood (YOUNG, 1992; KIRKWOOD, 1994); (b) Genda (GENDA, 1987).	15
Figura 2.4: Microestrutura de uma liga Al cp inoculada com uma liga refinadora Al-6,0wt%Ti e pó de TiB ₂ de alta pureza, destacando a formação das fases TiAl ₃ e TiB ₂ : (a) nucleação simples de TiAl ₃ ; (b) nucleação múltipla de TiAl ₃ (MOHANTY e GRUZLESKI, 1995).....	17
Figura 2.5: 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).	18
Figura 2.6: Estrutura de uma liga A356 tixofundida sob agitação eletromagnética de 1200W, reaquecida a 580°C e mantida em condição 210s: (a) micrografia mostrando os grãos da amostra; (b) micrografia mostrando os glóbulos de fase primária (ZOQUI, 2001).	20
Figura 2.7: Curva típica tensão-deformação para materiais semi-sólidos e sólidos (Adaptado de KANG <i>et al.</i> , 1999).....	24
Figura 2.8: Diagrama esquemático de compressão a quente onde A é a região que concentra a parte sólida, B a região onde coexiste sólido-líquido e C a região onde ocorrerá à segregação de líquido (Adaptado de KANG <i>et al.</i> , 1999).	24
Figura 2.9: Técnicas de obtenção de pasta reofundida e processos de tixoconformação mais empregados (Adaptado de KOPP, 2000; FELTRIN, 2004).....	25
Figura 2.10: Comparação das micrografias da liga A356: (a) condição fundida; (b) produzida sob campo eletromagnético de 1200W (ZOQUI, 2002).	34
Figura 2.11: Comparação das micrografias da liga Al-Si-Fe: (a) condição sem agitação eletromagnética; (b) produzida sob campo eletromagnético (GHOMASHCHI <i>et al.</i> 2002).....	34
Figura 3.1: Fluxograma das etapas de trabalho.	38

Figura 3.2: (a) posições de medição do campo eletromagnético; (b) valores referentes ao campo eletromagnético efetivo na matriz de solidificação.	39
Figura 3.3: Representação esquemática do sistema de lingotamento estanque com o sistema de agitação eletromagnética.	41
Figura 3.4: Forno indutivo utilizado nos tratamentos térmicos de globularização.....	45
Figura 3.5: Equipamento utilizado para a captura das imagens: (a) microscópio óptico Leica DM ILM; (b) imagem de uma microestrutura, via metalografia convencional, da liga AA7004; (c) imagem de uma microestrutura, via metalografia colorida, da liga AA7004 (TORRES, 2009)....	47
Figura 3.6: Equipamentos utilizados nos ensaios de compressão a quente: (a) máquina de ensaios; (b) detalhe da amostra imediatamente após o ensaio de compressão a quente.	49
Figura 3.7: Conjunto de equipamentos utilizados na realização dos ensaios de tixoforjamento (primeiro conjunto - prensa excêntrica).	51
Figura 3.8: Conjunto de equipamentos utilizados na realização dos ensaios de tixoforjamento (segundo conjunto - prensa pneumática).....	52
Figura 3.9: Dimensões finais das peças tixoforjadas e dimensões dos corpos de prova para os ensaios de tração.	55
Figura 3.10: 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.	56
Figura 4.1: Micrografia da liga de alumínio A356 sob a condição fundida (como recebida). Aumento: 50x.	61
Figura 4.2: Micrografias das diferentes técnicas de produção, sem refinador de grão. Aumento: 100x.	62
Figura 4.3: Micrografias das diferentes técnicas de produção, com refinador de grão. Aumento: 100x.	63
Figura 4.4: Micrografia da liga de alumínio A356 sob a condição fundida (como recebida). Aumento: 50x.	64
Figura 4.5: Micrografias das diferentes técnicas de produção, sem refinador de grão. Aumento: 50x.	65
Figura 4.6: Micrografias das diferentes técnicas de produção, com refinador de grão. Aumento: 50x.	66

Figura 5.1: Curvas da fração líquida <i>versus</i> temperatura para as ligas Al-Xwt%Si-2,5wt%Cu, obtida via ensaio de DSC com taxa de aquecimento de 5°C/min.	69
Figura 5.2: Curvas da fração líquida <i>versus</i> temperatura para as ligas Al-Xwt%Si-2,5wt%Cu, obtida via ensaio de DSC com taxa de aquecimento de 20°C/min.	70
Figura 5.3: Curvas da fração líquida <i>versus</i> temperatura para as ligas Al-Xwt%Si-2,5wt%Cu, estimada pelo <i>software</i> Thermo-Calc®.	71
Figura 5.4: Micrografias das ligas fundidas: (a) Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu; (b) Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu; (c) Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu; (d) Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu; (e) Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu. Aumento: 100x.	75
Figura 5.5: Micrografias da liga Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu tratada termicamente para 45% e 60% de fração sólida nos tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s. Aumento: 100x.	76
Figura 5.6: Micrografias da liga Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu tratada termicamente para 45% e 60% de fração sólida nos tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s. Aumento: 100x.	77
Figura 5.7: Micrografias da liga Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu tratada termicamente para 45% e 60% de fração sólida nos tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s. Aumento: 100x.	78
Figura 5.8: Micrografias da liga Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu tratada termicamente para 45% e 60% de fração sólida nos tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s. Aumento: 100x.	79
Figura 5.9: Micrografias da liga Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu tratada termicamente para 45% e 60% de fração sólida nos tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s. Aumento: 100x.	80
Figura 5.10: Gráficos dos efeitos principais das variáveis de influência sobre o tamanho médio dos glóbulos primários, obtidos através do <i>software</i> Minitab® 16.	84
Figura 5.11: Gráficos dos efeitos principais das variáveis de influência sobre o fator de forma, obtidos através do <i>software</i> Minitab® 16.	85
Figura 5.12: Micrografias das ligas fundidas: (a) Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu; (b) Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu; (c) Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu; (d) Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu; (e) Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu. Aumento: 100x.	88
Figura 5.13: Micrografias da liga Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu tratada termicamente para 45% e 60% de fração sólida nos tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s. Aumento: 100x.	89
Figura 5.14: Micrografias da liga Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu tratada termicamente para 45% e 60% de fração sólida nos tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s. Aumento: 100x.	90

Figura 5.15: Micrografias da liga Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu tratada termicamente para 45% e 60% de fração sólida nos tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s. Aumento: 100x.	91
Figura 5.16: Micrografias da liga Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu tratada termicamente para 45% e 60% de fração sólida nos tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s. Aumento: 100x.	92
Figura 5.17: Micrografias da liga Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu tratada termicamente para 45% e 60% de fração sólida nos tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s. Aumento: 100x.	93
Figura 5.18: Gráficos dos efeitos principais das variáveis de influência sobre o tamanho médio dos grãos, obtidos através do <i>software</i> Minitab® 16.....	97
Figura 5.19: Gráficos dos efeitos principais das variáveis de influência sobre o RQI, obtidos através do <i>software</i> Minitab® 16.....	98
Figura 5.20: Curvas da tensão <i>versus</i> deformação das ligas tratadas termicamente nos tempos de 0s, 30s, 90s e 210s para 45% de fração sólida: Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu; Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu; Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu; Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu; Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu.....	101
Figura 5.21: Curvas da tensão <i>versus</i> deformação das ligas tratadas termicamente nos tempos de 0s, 30s, 90s e 210s para 60% de fração sólida: Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu; Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu; Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu; Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu; Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu.....	102
Figura 5.22: Gráficos dos efeitos principais das variáveis de influência sobre a tensão máxima, obtidos através do <i>software</i> Minitab® 16.	105
Figura 5.23: Aparência das amostras após a realização dos ensaios de compressão a quente, tratada termicamente para 45% e 60% de fração sólida (liga Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu).	106
Figura 5.24: 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: Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu; Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu; Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu; Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu; Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu.....	107
Figura 5.25: 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: Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu; Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu; Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu; Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu; Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu.....	108
Figura 5.26: Gráficos dos efeitos principais das variáveis de influência sobre a viscosidade aparente média, obtidos através do <i>software</i> Minitab® 16.	111

Figura 5.27: Força máxima aplicada no tixoforjamento em prensa excêntrica nas ligas estudadas para cada condição de ensaio proposta.	113
Figura 5.28: Peças tixoforjadas (prensa excêntrica) da liga Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu.	115
Figura 5.29: Peças tixoforjadas (prensa excêntrica) da liga Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu.	115
Figura 5.30: Peças tixoforjadas (prensa excêntrica) da liga Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu.	116
Figura 5.31: Peças tixoforjadas (prensa excêntrica) da liga Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu.	116
Figura 5.32: Peças tixoforjadas (prensa excêntrica) da liga Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu.	117
Figura 5.33: Peças tixoforjadas (prensa pneumática) da liga Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu.	117
Figura 5.34: Peças tixoforjadas (prensa pneumática) da liga Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu.	118
Figura 5.35: Peças tixoforjadas (prensa pneumática) da liga Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu.	118
Figura 5.36: Peças tixoforjadas (prensa pneumática) da liga Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu.	119
Figura 5.37: Peças tixoforjadas (prensa pneumática) da liga Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu.	119
Figura 5.38: Análise da região central das peças tixoforjadas.	121
Figura 5.39: Micrografias da liga Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu tixoforjada em prensa excêntrica e prensa pneumática tratada termicamente para 45% de fração sólida nos tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s. Aumento: 100x.....	122
Figura 5.40: Micrografias da liga Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu tixoforjada em prensa excêntrica e prensa pneumática tratada termicamente para 45% de fração sólida nos tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s. Aumento: 100x.....	123
Figura 5.41: Micrografias da liga Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu tixoforjada em prensa excêntrica e prensa pneumática tratada termicamente para 45% de fração sólida nos tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s. Aumento: 100x.....	124
Figura 5.42: Micrografias da liga Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu tixoforjada em prensa excêntrica e prensa pneumática tratada termicamente para 45% de fração sólida nos tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s. Aumento: 100x.....	125
Figura 5.43: Micrografias da liga Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu tixoforjada em prensa excêntrica e prensa pneumática tratada termicamente para 45% de fração sólida nos tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s. Aumento: 100x.....	126
Figura 5.44: Gráficos dos efeitos principais das variáveis de influência sobre o tamanho médio dos glóbulos primários após o tixoforjamento, obtidos através do <i>software</i> Minitab® 16.	127

Figura 5.45: Gráficos dos efeitos principais das variáveis de influência sobre o fator de forma após o tixoforjamento, obtidos através do <i>software</i> Minitab® 16.....	128
Figura 5.46: Diminuição da porosidade das ligas estudadas.....	131
Figura 5.47: Micrografias da liga Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu tixoforjada em prensa excêntrica e prensa pneumática tratada termicamente para 45% de fração sólida nos tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s. Aumento: 100x.....	132
Figura 5.48: Micrografias da liga Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu tixoforjada em prensa excêntrica e prensa pneumática tratada termicamente para 45% de fração sólida nos tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s. Aumento: 100x.....	133
Figura 5.49: Micrografias da liga Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu tixoforjada em prensa excêntrica e prensa pneumática tratada termicamente para 45% de fração sólida nos tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s. Aumento: 100x.....	134
Figura 5.50: Micrografias da liga Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu tixoforjada em prensa excêntrica e prensa pneumática tratada termicamente para 45% de fração sólida nos tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s. Aumento: 100x.....	135
Figura 5.51: Micrografias da liga Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu tixoforjada em prensa excêntrica e prensa pneumática tratada termicamente para 45% de fração sólida nos tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s. Aumento: 100x.....	136
Figura 5.52: Gráficos dos efeitos principais das variáveis de influência sobre o tamanho médio dos grãos após o tixoforjamento, obtidos através do <i>software</i> Minitab® 16.	140
Figura 5.53: Gráficos dos efeitos principais das variáveis de influência sobre o RQI após o tixoforjamento, obtidos através do <i>software</i> Minitab® 16.	141
Figura 5.54: Modelo esquemático do preenchimento da matriz no tixoforjamento: (a) início; (b) recalque; (c) cisalhamento; (d) compactação (Adaptado de ROVIRA, 2001).....	143
Figura 5.55: Curvas de tensão <i>versus</i> deformação das ligas fundidas e tratadas termicamente nos tempos de 0s, 30s, 90s e 210s para as condições de tixoforjamento por prensa excêntrica e prensa pneumática: Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu; Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu; Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu; Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu; Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu.....	145
Figura 5.56: Curvas de tensão <i>versus</i> deformação das ligas fundidas e tratadas termicamente nos tempos de 0s, 30s, 90s e 210s para as condições de tixoforjamento por prensa excêntrica e prensa	

pneumática: Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu; Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu; Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu; Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu; Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu.....	146
Figura 5.57: Gráficos dos efeitos principais das variáveis de influência sobre a tensão de escoamento, obtidos através do <i>software</i> Minitab® 16.	150
Figura 5.58: Curvas de tensão <i>versus</i> deformação das ligas fundidas e tratadas termicamente nos tempos de 0s, 30s, 90s e 210s passadas pelo tratamento T4 para as condições de tixoforjamento por prensa excêntrica e prensa pneumática: Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu; Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu; Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu; Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu; Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu.....	153
Figura 5.59: Curvas de tensão <i>versus</i> deformação das ligas fundidas e tratadas termicamente nos tempos de 0s, 30s, 90s e 210s passadas pelo tratamento T4 para as condições de tixoforjamento por prensa excêntrica e prensa pneumática: Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu; Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu; Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu; Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu; Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu.....	154
Figura 5.60: Gráficos dos efeitos principais das variáveis de influência sobre a tensão de escoamento, após o tratamento térmico de solubilização (T4), obtidos através do <i>software</i> Minitab® 16.	157
Figura 5.61: Micrografias da liga Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu: (a) sob a condição fundida; (b) tratada termicamente para 45% de fração sólida no tempo de tratamento de 210s; (c) tratada termicamente para 45% de fração sólida no tempo de tratamento de 210s e tixoforjada em prensa excêntrica (área central da amostra); (d) tratada termicamente para 45% de fração sólida no tempo de tratamento de 210s e tixoforjada em prensa pneumática (área central da amostra); (e) tratada termicamente para 45% de fração sólida no tempo de tratamento de 210s, tixoforjada em prensa excêntrica e solubilizada (T4); (f) tratada termicamente para 45% de fração sólida no tempo de tratamento de 210s, tixoforjada em prensa pneumática e solubilizada (T4) Aumento: 500x.....	159
Figura 5.62: Micrografias da liga Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu: (a) sob a condição fundida; (b) tratada termicamente para 45% de fração sólida no tempo de tratamento de 210s; (c) tratada termicamente para 45% de fração sólida no tempo de tratamento de 210s e tixoforjada em prensa excêntrica (área central da amostra); (d) tratada termicamente para 45% de fração sólida no tempo de tratamento de 210s e tixoforjada em prensa pneumática (área central da amostra); (e) tratada termicamente para 45% de fração sólida no tempo de tratamento de 210s, tixoforjada em prensa excêntrica e solubilizada (T4); (f) tratada termicamente para 45% de fração sólida no	

tempo de tratamento de 210s, tixoforjada em prensa pneumática e solubilizada (T4) Aumento: 500x.....160

Figura 5.63: Micrografias da liga Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu: (a) sob a condição fundida; (b) tratada termicamente para 45% de fração sólida no tempo de tratamento de 210s; (c) tratada termicamente para 45% de fração sólida no tempo de tratamento de 210s e tixoforjada em prensa excêntrica (área central da amostra); (d) tratada termicamente para 45% de fração sólida no tempo de tratamento de 210s e tixoforjada em prensa pneumática (área central da amostra); (e) tratada termicamente para 45% de fração sólida no tempo de tratamento de 210s, tixoforjada em prensa excêntrica e solubilizada (T4); (f) tratada termicamente para 45% de fração sólida no tempo de tratamento de 210s, tixoforjada em prensa pneumática e solubilizada (T4) Aumento: 500x.....161

Figura 5.64: Micrografias da liga Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu: (a) sob a condição fundida; (b) tratada termicamente para 45% de fração sólida no tempo de tratamento de 210s; (c) tratada termicamente para 45% de fração sólida no tempo de tratamento de 210s e tixoforjada em prensa excêntrica (área central da amostra); (d) tratada termicamente para 45% de fração sólida no tempo de tratamento de 210s e tixoforjada em prensa pneumática (área central da amostra); (e) tratada termicamente para 45% de fração sólida no tempo de tratamento de 210s, tixoforjada em prensa excêntrica e solubilizada (T4); (f) tratada termicamente para 45% de fração sólida no tempo de tratamento de 210s, tixoforjada em prensa pneumática e solubilizada (T4) Aumento: 500x.....162

Figura 5.65: Micrografias da liga Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu: (a) sob a condição fundida; (b) tratada termicamente para 45% de fração sólida no tempo de tratamento de 210s; (c) tratada termicamente para 45% de fração sólida no tempo de tratamento de 210s e tixoforjada em prensa excêntrica (área central da amostra); (d) tratada termicamente para 45% de fração sólida no tempo de tratamento de 210s e tixoforjada em prensa pneumática (área central da amostra); (e) tratada termicamente para 45% de fração sólida no tempo de tratamento de 210s, tixoforjada em prensa excêntrica e solubilizada (T4); (f) tratada termicamente para 45% de fração sólida no tempo de tratamento de 210s, tixoforjada em prensa pneumática e solubilizada (T4) Aumento: 500x.....163

Figura 5.66: Efeito de esferoidização da liga Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu: (a) sob a condição fundida; (b) tratada termicamente para 45% de fração sólida no tempo de tratamento de 210s, tixoforjada em prensa pneumática e solubilizada (T4) Aumento: 500x.	165
Figura A.1: Representação tridimensional: (a) matriz de solidificação (lingoteira metálica); (b) camisa da matriz; (c) do sistema completo; (d) do sistema completo em corte (com ênfase ao seu sistema de refrigeração) (PERES, 2012).....	184
Figura A.2: Desenho de vistas da matriz com respectivas cotas (PERES, 2012).	185
Figura C.1: Curva originária de DSC da liga Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu.	198
Figura C.2: Curva originária de DSC da liga Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu.	199
Figura C.3: Curva originária de DSC da liga Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu.	199
Figura C.4: Curva originária de DSC da liga Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu.	200
Figura C.5: Curva originária de DSC da liga Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu.	200
Figura D.1: Diagrama de fases da liga Al-Xwt%Si-2,5wt%Cu.	201

Lista de Tabelas

Tabela 2.1: Classes das ligas de alumínio de acordo com sua composição química.....	6
Tabela 3.1: Composição química conforme fabricante.	40
Tabela 3.2: Balanço de massa das ligas bases para o preparo das ligas.	42
Tabela 4.1: Composição química conforme fabricante.	58
Tabela 4.2: Diversas técnicas de produção para a otimização do processo.	59
Tabela 4.3: Valores de tamanho médio de espaçamento dendrítico para cada condição analisada.	63
Tabela 4.4: Valores de tamanho de grão para cada condição analisada.	67
Tabela 5.1: Composição química das ligas conforme análise de espectrometria de emissão óptica.	68
Tabela 5.2: Temperaturas <i>solidus</i> e temperaturas <i>liquidus</i> , obtidas via ensaio de DSC e simulações no <i>software</i> Thermo-Calc®.....	72
Tabela 5.3: Temperaturas equivalentes às frações sólidas de 45% e 60%, obtidas via ensaio de DSC e simulações no <i>software</i> Thermo-Calc®.....	72
Tabela 5.4: Valores de tamanho médio de glóbulo primário, fator de forma e porosidade para cada condição de ensaio proposta.....	82
Tabela 5.5: Valores de tamanho médio de grão e de RQI para cada condição de ensaio proposta.	95
Tabela 5.6: Valores da tensão máxima aplicada das ligas estudadas para cada condição de ensaio proposta.....	103
Tabela 5.7: Valores da viscosidade aparente das ligas estudadas para cada condição de ensaio proposta.....	109
Tabela 5.8: Força máxima aplicada no processo de tixoforjamento nas ligas estudadas para cada condição de ensaio proposta.....	112
Tabela 5.9: Valores de tamanho médio de glóbulo primário, fator de forma e porosidade para cada condição de ensaio proposta.....	129
Tabela 5.10: Valores de tamanho médio de grão e de RQI para cada condição de ensaio proposta.	138

Tabela 5.11: Valores da tensão limite de escoamento (σ_e), alongamento (ε) e limite de resistência à tração (LRT) das ligas para cada condição de ensaio proposta.....	147
Tabela 5.12: Resumo dos resultados de propriedades mecânicas encontradas na literatura.....	151
Tabela 5.13: Valores da tensão limite de escoamento (σ_e), alongamento (ε) e limite de resistência à tração (LRT) das ligas tratadas por T4 para cada condição de ensaio proposta.....	155
Tabela B.1: Seqüência de ensaios para os tratamentos térmicos de globularização.....	186
Tabela B.2: Seqüência de ensaios para picnometria.....	187
Tabela B.3: Seqüência de ensaios para compressão a quente.....	189
Tabela B.4: Seqüência de ensaios para tixoforjamento.....	192
Tabela B.5: Seqüência de ensaios para tração.....	194
Tabela B.6: Seqüência de ensaios para tração após tratamento térmico de solubilização.....	196

Lista de Abreviaturas e Siglas

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

Sumário

1 APRESENTAÇÃO.....	1
1.1 Introdução.....	1
1.2 Objetivos.....	2
1.3 Justificativa.....	3
1.4 Organização.....	4
2 FUNDAMENTOS TEÓRICOS.....	5
2.1 Alumínio: conceitos gerais.....	5
2.2 Ligas Al-Si.....	7
2.2.1 Elementos de liga.....	7
2.2.2 Porosidade nos metais.....	9
2.3 Reofundição e tixoconformação: conceitos gerais.....	11
2.4 Mecanismos de formação de estruturas globulares semi-sólidas.....	13
2.5 Caracterização de estruturas semi-sólidas.....	19
2.5.1 Caracterização metalúrgica de estruturas semi-sólidas.....	19
2.5.2 Caracterização do escoamento de estruturas semi-sólidas.....	21
2.6 Processos de tixoconformação.....	25
2.6.1 Tixofundição ou tixoinjeção.....	26
2.6.2 Tixoextrusão.....	27
2.6.3 Tixoforjamento.....	28
2.7 Técnica para obtenção da pasta reofundida.....	32
2.7.1 Agitação eletromagnética.....	32
3 MATERIAIS E MÉTODOS.....	36
3.1 Produção das ligas.....	39
3.2 Caracterização das temperaturas via DSC e software Thermo-Calc [®]	43
3.3 Tratamento térmico de globularização.....	44
3.3.1 Caracterização microestrutural.....	46
3.3.2 Ensaios de picnometria (porosidade).....	47
3.4 Ensaios de compressão a quente.....	48

3.5 Montagens dos sistemas de tixoforjamento: prensa excêntrica e prensa pneumática.....	50
3.5.1 Ensaio de tixoforjamento: prensa excêntrica e prensa pneumática.....	53
3.6 Ensaio de tração.....	55
3.7 Tratamento térmico de solubilização.....	57
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES PRELIMINARES.....	58
4.1 Produção da liga.....	58
4.2 Caracterização microestrutural.....	60
4.2.1 Caracterização microestrutural – metalografia convencional.....	60
4.2.2 Caracterização microestrutural – metalografia colorida.....	64
5 RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	68
5.1 Produção das ligas.....	68
5.2 Avaliação das temperaturas de trabalho.....	69
5.3 Caracterização microestrutural.....	73
5.3.1 Caracterização microestrutural – metalografia convencional.....	74
5.3.2 Caracterização microestrutural – metalografia colorida.....	86
5.4 Caracterização da viscosidade (ensaio de compressão a quente).....	99
5.4.1 Tensão.....	100
5.4.2 Viscosidade aparente.....	106
5.5 Tixoforjamento.....	112
5.6 Comportamento mecânico em tração.....	143
5.6.1 Tratamento térmico de solubilização (T4).....	152
6 CONCLUSÕES E SUGESTÕES.....	166
6.1 Produção das ligas.....	166
6.2 Avaliação das temperaturas de trabalho.....	167
6.3 Caracterização microestrutural.....	167
6.4 Caracterização da viscosidade (ensaio de compressão a quente).....	168
6.5 Tixoforjamento.....	169
6.6 Comportamento mecânico em tração.....	170
6.7 Tratamento térmico de solubilização (T4).....	170
6.8 Sugestão para trabalhos futuros.....	171

Referências.....	172
ANEXO A – Matriz de solidificação.....	184
ANEXO B – Tabelas de ensaios aleatórios.....	186
ANEXO C – Curvas originárias dos ensaios de DSC.....	198
ANEXO D – Diagrama de fases.....	201

1 APRESENTAÇÃO

Este trabalho apresenta uma intensa análise sobre a viabilidade de se utilizar as ligas Al-Xwt%Si-2,5wt%Cu, com variações no teor de silício, de 2wt%Si, 3wt%Si, 4wt%Si, 5wt%Si e 7wt%Si, produzidas via lingotamento estanque com o uso de agitação eletromagnética aliada à técnica de ultra-refino, 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 dois diferentes conjuntos de equipamentos (prensa excêntrica e prensa pneumática) de tais materiais em termos de comportamento mecânico do produto final. Neste capítulo são introduzidos alguns tópicos relevantes acerca dos assuntos que permeiam esta tese, bem como os objetivos esperados.

1.1 Introdução

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

Por esse motivo, os processos de reofundição e tixoconformação têm ganhado mercado e importância nos últimos anos. 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, garantindo assim a obtenção de componentes *near-net-shape* (próximo de sua forma final) (SPENCER, MEHRABIAN, FLEMINGS, 1972; FLEMINGS, RIEK, YOUNG, 1976).

Os estudos para a produção de peças *near-net-shape*, têm progredido conjuntamente com os estudos para a redução do peso dos materiais nas linhas de produção das indústrias automobilísticas. Pode-se citar como vantagens 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 e é conformado sobre pressão em uma matriz de forjamento, tomando a forma final. O produto final apresenta alta homogeneidade estrutural, baixa segregação e porosidade.

Desta forma têm-se aplicações na indústria militar, aeronáutica e maciçamente na 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-silício 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 principal gerar e testar novas ligas metálicas para o processo de tixoconformação. A saber, ligas hipoeutéticas de alumínio com menores teores de silício que o convencional, objetivando a diminuição de custos e a inclusão de teores de cobre de até 2,5wt% para melhorar as propriedades mecânicas do produto final via tratamento térmico de solubilização e envelhecimento. Para tanto, neste trabalho tem-se a análise das ligas em termos de:

- Caracterização da composição química como também das temperaturas de trabalho (45% e 60% de fração sólida) das cinco diferentes ligas produzidas via lingotamento estanque com o uso de agitação eletromagnética aliada à técnica de ultra-refino;

- Caracterização microestrutural: analisando a evolução morfológica e determinando os tamanhos de glóbulos primários, tamanhos de grãos, fator de forma/circularidade (SF) e cálculos do *Rheocast Quality Index* (RQI);
- Comportamento viscoso: determinando a tensão máxima de escoamento, além de se determinar a viscosidade aparente das ligas;
- Propriedades mecânicas decorrentes do processo de tixoforjamento através de ensaios de tração.
- Propriedades mecânicas decorrentes do processo de tixoforjamento para as peças tratadas por T4. através de ensaios de tração.

Sob diferentes condições de tempo e temperatura.

Em suma, avaliar a capacidade das ligas para serem usadas como matéria prima nos processos de tixoconformação.

1.3 Justificativa

Como justificativa tem-se que as ligas Al-Si-Mg utilizadas para o processamento no estado semi-sólido são notadamente as ligas de fundição A356 e A357. Segundo Chiarmetta (2000) foram processadas cerca de 2100ton/ano de A356 e 11200ton/ano de A357 enquanto que outras ligas representavam apenas 700ton/ano. Houve um aumento significativo da produção entre 2000 e 2008, mas essencialmente das ligas A356 e A357, 6200ton/ano e 25600ton/ano (NADCA, 2008). Desta forma, o desenvolvimento de novas ligas especialmente projetadas para o uso na tixoconformação é o novo desafio nesta área de pesquisa.

O presente trabalho busca desta forma, auxiliar a preencher tal lacuna, ao procurar desenvolver novas ligas tixoconformáveis abrindo assim o campo para aplicação da tecnologia e para o barateamento de produtos. Para tanto, este trabalho irá analisar o efeito do teor de cobre e silício, em todas as etapas da obtenção de um produto reofundido: desde a obtenção da matéria prima até à avaliação do comportamento mecânico do produto tixoconformado. Somente a partir de um mapeamento deste comportamento pode-se determinar qual a melhor combinação composição-processamento-propriedades.

1.4 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-Si, 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 e técnicas de obtenção da pasta semi-sólida, tais como, agitação eletromagnética e ultra-refino de grão.

O Capítulo 3 trata dos materiais e métodos empregados neste trabalho, produção das ligas com teores diferentes de silício, caracterização das ligas via ensaios de DSC e emprego do *software* Thermo-Calc[®], tratamentos térmicos de globularização, caracterização microestrutural, ensaios de picnometria, ensaios de compressão a quente, ensaios de tixoforjamento utilizando dois conjuntos diferentes de equipamentos (prensa excêntrica e prensa pneumática), ensaios de tração das ligas tixoforjadas e por fim o tratamento térmico de solubilização T4.

No Capítulo 4, encontram-se as análises das diferentes técnicas de produção da matéria-prima a fim de se avaliar quais das técnicas de produção seria a melhor opção para a seqüência dos trabalhos, em termos de tamanhos de glóbulos primários/grãos, ou seja, para a otimização dos resultados finais.

No Capítulo 5, encontram-se os resultados obtidos com discussões acerca das características microestruturais encontradas, bem como as características das ligas, com destaque para as caracterizações da composição química, de tamanho de grãos, tamanho de glóbulo primário, fator de forma/circularidade (SF), cálculos do *Rheocast Quality Index* (RQI), e cálculos de porosidade; caracterizações da 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 6 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.

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 e formas de produção 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 é o maior produtor mundial de alumínio. O Brasil tem a terceira maior reserva do minério no mundo localizada na região amazônica, perdendo apenas para Austrália e Guiné. 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, 2010).

A reciclabilidade é outro atributo do alumínio e reforça a vocação de sua indústria para a sustentabilidade em termos econômicos, sociais e ambientais. O alumínio pode ser reciclado infinitas vezes sem perder suas características no processo de reaproveitamento, além da economia dos recursos naturais, energia elétrica, entre outros (ABAL, 2010).

As ligas de alumínio são geralmente divididas em duas categorias: ligas trabalhadas, destinadas a trabalho mecânico (forjamento, laminação, extrusão, entre outros) e ligas fundidas, destinadas à produção de componentes via fundição. Cada uma dessas categorias subdivide-se em diversas classes de acordo com sua composição química, conforme Tabela 2.1 (ABAL, 2010):

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

<i>Ligas trabalhadas</i>	<i>Ligas fundidas</i>
1xx.x: alumínio comercialmente puro	1xx.x: alumínio comercialmente puro
2xxx:cobre	2xx.x:cobre
3xxx: manganês	3xx.x: silício com adição de cobre e/ou magnésio
4xxx: silício	4xx.x: silício
5xxx: magnésio	5xx.x: magnésio
6xxx: magnésio e silício	7xx.x: zinco
7xxx: zinco	8xx.x: estanho
8xxx: outro elemento	9xx.x: outro elemento

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 (em alguns casos com tratamento térmico) e, conseqüentemente, um grupo diferente de ligas tem sido formulado para a produção de peças fundidas. Frequentemente contêm silício para melhorar suas características de fundição, tais como fluidez (no vazamento) e resistência a trincas de contração (quando o metal quente se solidifica e se contrai). O cobre também é frequentemente utilizado com 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, 2010).

As ligas Al-Si-Cu 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. Ligas com altos teores de silício (acima 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-Si

As ligas do sistema Al-Si são largamente utilizadas na indústria, seja para fundição em areia ou em moldes permanentes como também para o processamento no estado semi-sólido; são notadamente as ligas de fundição A356 e A357. O amplo uso dessas ligas em aplicações nas quais a qualidade estrutural resultante da solidificação é tão importante que está relacionado com as características do seu principal elemento de liga, o silício, conferindo assim o aumento na fluidez do alumínio líquido permitindo assim que o mesmo flua melhor através das cavidades do molde de fundição.

As ligas do sistema Al-Si também propiciam a redução da contração durante o resfriamento e a redução do coeficiente de expansão térmica. Em teores mais elevados dificulta a usinagem. Ao ser combinado com o magnésio ou o cobre torna a liga tratável termicamente. O silício deve estar preferencialmente presente sob a forma de cristais arredondados e dispersos na liga de alumínio, podendo ser obtido através da adição de um pequeno teor de sódio às ligas, alterando a microestrutura da liga favoravelmente sob o ponto de vista das propriedades mecânicas, já que a microestrutura de placas angulares de silício provocaria concentração de tensões, prejudicando as propriedades mecânicas da mesma. O tratamento térmico de recozimento permite o coalescimento e a esferoidização do silício, aumentando a dureza das partículas de silício e promovendo o aumento da resistência ao desgaste destas ligas (INFOMET, 2010).

As ligas comerciais apresentam composições que abrangem desde ligas hipoeutéticas até hipereutéticas com cerca de 25wt%Si ou mais. Em geral, uma faixa ótima de silício pode ser determinada para cada processo de fundição, de modo que para processos com baixas taxas de remoção de calor utiliza-se ligas com faixas de 5 a 7wt%Si, para fundição em coquilha de 7 a 9wt%Si e para fundição sob pressão na ordem de 8 a 12wt%Si (ROOY, 1992).

2.2.1 Elementos de liga

As ligas desenvolvidas neste trabalho possuem como principais elementos de ligas, o silício, o cobre e o magnésio, além do titânio presente como refinador de grão. Segundo Rooy

(1992), as influências de cada um destes elementos no comportamento final de ligas fundidas convencionais são:

- Silício: Adições de silício promovem grandes melhoras na fluidez do alumínio líquido através das cavidades do molde de fundição, resistência a trincas de contração durante o resfriamento e redução da porosidade nas peças fundidas, permitindo assim a obtenção de produtos com formatos mais complexos. É o elemento de liga mais empregado entre todas as composições de ligas de alumínio utilizadas em processos de fundição;
- Cobre: O cobre também pode ser adicionado às ligas do sistema Al-Si, dando origem ao subgrupo Al-Si-Cu. As ligas mais empregadas comercialmente contêm entre 4 a 10% de cobre em sua composição. O cobre melhora substancialmente a dureza e a resistência mecânica das ligas, seja em condição bruta de fusão, seja após tratamentos térmicos. Um fator negativo quanto à adição do cobre é a diminuição da resistência à corrosão das ligas;
- Magnésio: O aumento da dureza e resistência nas ligas Al-Si tratadas termicamente se dão através da adição do magnésio. As ligas mais comuns da família Al-Si empregam o Mg na ordem de 0,4 a 0,7wt%, entretanto se o teor de magnésio for elevado pode dificultar a fundição, devido à formação da borra (oxidação excessiva do banho). Por outro lado, o magnésio melhora a resistência à corrosão e a usinabilidade;
- Titânio: O titânio é extensivamente empregado em teores que variam de 0,05 a 0,20wt% para refinar a estrutura das ligas fundidas de alumínio. Frequentemente em uma combinação com pequenas quantidades de boro (com teores de no máximo 0,01wt%) reforça o efeito do titânio e torná-o mais duradouro em caso de refusões, como também aumenta a resistência à tração e a ductilidade.

Outros elementos podem ser adicionados de modo complementar para a obtenção de efeitos específicos. É o caso do manganês, cromo, níquel e zinco. O manganês age como refinador de grão e permite reduzir a contração durante o resfriamento/solidificação, além de proporcionar melhoria na resistência à tração em altas temperaturas, entretanto, seu teor não pode ser muito elevado, já que nesse caso, juntamente com o ferro, leva à formação de partículas grosseiras que causam perda de ductilidade. O cromo é utilizado como refinador de grão, ao ser adicionado juntamente com o titânio; também é usado para diminuir a incidência de trincas resultantes de tensões e de corrosão sob tensão, além de proporcionar aumento da resistência mecânica em temperaturas elevadas. O níquel permite melhorar a estabilidade dimensional e a resistência

mecânica em temperaturas elevadas, sendo, portanto muito usado na fabricação de pistões para motores. O zinco, especialmente quando adicionado conjuntamente com o magnésio, resulta em maior resistência ao impacto, alta resistência à tração e ótima ductilidade. Em ligas que contêm cobre pequenos teores de zinco proporcionam melhor usinabilidade. Contudo, altos teores de zinco apresentam inconvenientes tais como a fragilidade a quente e elevada contração (INFOMET, 2010).

2.2.2 Porosidade nos metais

De uma maneira geral, os metais no estado líquido tendem a absorver gases da atmosfera. As ligas de alumínio apresentam grande solubilidade de hidrogênio no estado líquido (acima de 660°C). Em decorrência deste fato, durante a solidificação, cerca de 95% do hidrogênio é segregado para as últimas porções de líquido, atingindo teores elevados e promovendo a formação de porosidades em regiões interdendríticas.

A porosidade é um defeito encontrado nos materiais metálicos, caracterizado pela presença de vazios na sua estrutura, sendo resultado da interação de mudança de volume, nucleação e crescimento de fase sólida, difusão de elementos dissolvidos e a interação de superfícies interfásicas (ATWOOD, 2003). A presença de porosidade em um componente pode comprometer a resistência mecânica do mesmo podendo levar o material à falha sob cargas e/ou tempos inferiores ao previsto. Com isso, dois problemas surgem no material junto com a porosidade: a limitação de seu alongamento, que diminui a ductilidade do mesmo e a presença de concentradores internos de tensão, que podem servir para a nucleação de trincas na peça, propiciando a piora das propriedades de resistência à fadiga do material (COUPER, 1990).

Lee (2001) em seu trabalho faz uma revisão ampla quanto a porosidade existente nas ligas Al-Si. Ele relata que apesar de existir vários métodos para a compreensão e eliminação em partes dos problemas relacionados com a porosidade, ainda não se encontrou um método eficaz para a solução desse problema.

Cáceres *et al.* (1999), avaliaram a porosidade da liga de alumínio A356.2 através da adição de cobre. A quantidade de cobre variou entre 0 a 1wt% e se verificou que a partir de 0,2wt% de adição do mesmo há o aparecimento da porosidade no material.

Samuel (2008) estudou o efeito da porosidade em cinco diferentes ligas de fundição Al-Si com teores que variaram de 7wt% a 17wt%Si através de ensaios de fadiga e verificou que porosidade é a principal responsável pela diminuição da fadiga do material, uma vez que 90% de todas as amostras examinadas tenderam à fratura como resultado deste defeito microestrutural.

Existem várias técnicas para a determinação da porosidade em um material. Entre elas cita-se a análise por ultrassom, análise eletroquímica, análise por transmissão de raios gama e variação da densidade do material (picnometria), sendo esta a mais utilizada e de mais fácil execução.

O processo de picnometria envolve o cálculo da massa específica real (ρ_{real}) do material, utilizando a medida da massa da amostra ao ar e da massa da mesma amostra na água, através da equação:

$$\rho_{real} = \frac{massa_{ar}}{massa_{ar} - massa_{\acute{a}gua}} \quad (\text{Equação 2.1})$$

De posse da massa específica real do material e da massa específica teórica calculada a partir da composição química do material pode-se calcular a porcentagem dos vazios presentes no material, através da fórmula:

$$n = \frac{V_{vazio}}{V_{total}} \times 100 = \frac{V_t - V_s}{V_t} \times 100 = \left(1 - \frac{\rho_{real}}{\rho_{teórico}} \right) \times 100 \quad (\text{Equação 2.2})$$

Onde a massa específica teórica é obtida através da média ponderada das densidades dos elementos constituintes das amostras e o índice n fornece a porcentagem de poros.

2.3 Reofundição e tixoconformação: conceitos gerais

Os termos reofundição 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 reofundição 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, MEHRABIAN e FLEMINGS, 1972).

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).

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.

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 outra estrutura de roseta como pode ser visto em (d). Com resfriamento lento ocorre a transformação de roseta para esfera (globular) como ilustrada em (e).

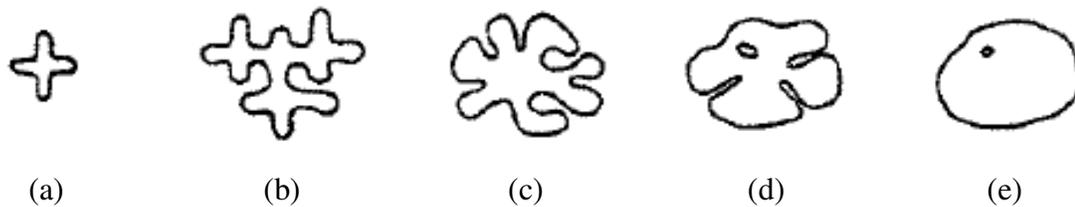


Figura 2.1: Evolução da estrutura durante a solidificação sob vigorosa agitação: (a) fragmento inicial de dendrita; (b) crescimento da dendrita; (c) e (d) estrutura de roseta; (e) estrutura globular (FLEMINGS, 1991).

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).

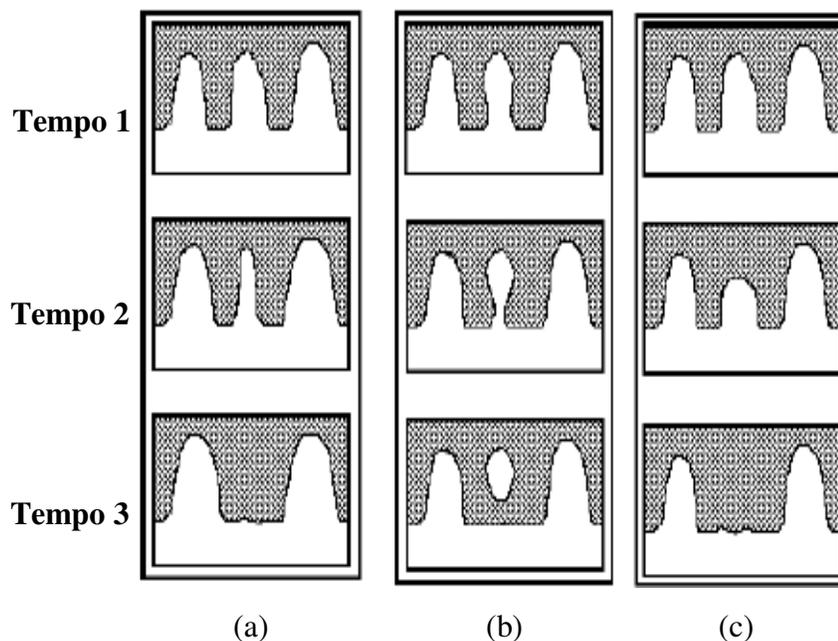


Figura 2.2: Esquema geral dos mecanismos de engrossamento dendrítico de *Ostwald ripening*: (a) e (b) Kattamis e Flemings (KATTAMIS, 1967); (c) Kahlweit (KAHLWEIT, 1968).

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).

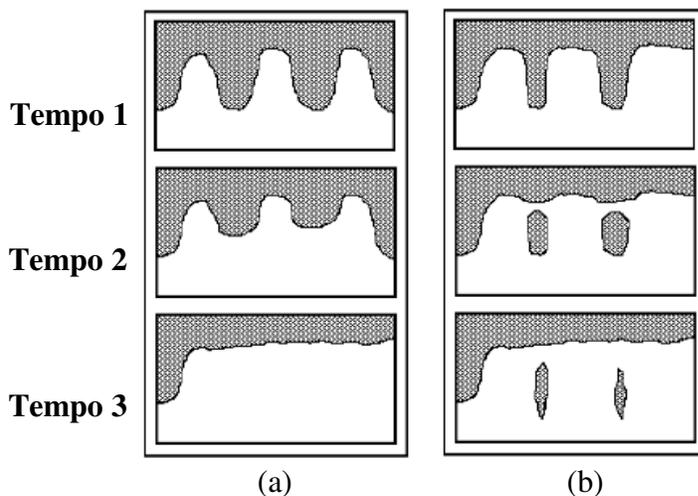


Figura 2.3: Esquema geral dos mecanismos de engrossamento dendrítico por coalescência: (a) Young e Kirkwood (YOUNG, 1992; KIRKWOOD, 1994); (b) Genda (GENDA, 1987).

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).

Em muitas aplicações práticas, particularmente quando se busca um maior nível de resistência mecânica, uma estrutura de granulação mais fina é mais indicada. Uma das técnicas tradicionais de controle de tamanho de grãos consiste na adição de agentes nucleantes ao banho fundido. Um agente nucleante é uma substância adicionada intencionalmente ao líquido para agir como um catalisador da nucleação. Industrialmente um grande número de agentes inoculantes é utilizado no refino de grãos de ligas comerciais, como, por exemplo, titânio e boro para ligas de alumínio.

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

Ainda segundo Kearns, Thistlethwaite e Cooper (1996), há três teorias principais que tentam explicar como os refinadores de grãos atuam; essas teorias são propostas por Crossley e Mondolfo (1951), Cibula (1949-50) e Jones e Pearson (1976).

A “teoria peritética”, criada por Crossley e Mondolfo (1951), baseia-se na reação peritética do diagrama de fases Al-Ti para teores reduzidos de titânio, entre 0,12wt% e 1,3wt%, e propõe que as partículas de $TiAl_3$ dissolvem-se no alumínio fundido ocasionando um forte efeito de refino. A Figura 2.4 mostra a microestrutura de uma liga de Al comercialmente puro (cp) inoculada com uma liga refinadora Al-6,0wt%Ti e pó de TiB_2 de alta pureza, com uma fração de 0,5wt%Ti na liga Al cp, destacando a formação das fases $TiAl_3$ e TiB_2 através de uma nucleação simples de $TiAl_3$ em torno de TiB_2 e uma nucleação múltipla de $TiAl_3$ em torno de TiB_2 (MOHANTY e GRUZLESKI, 1995).

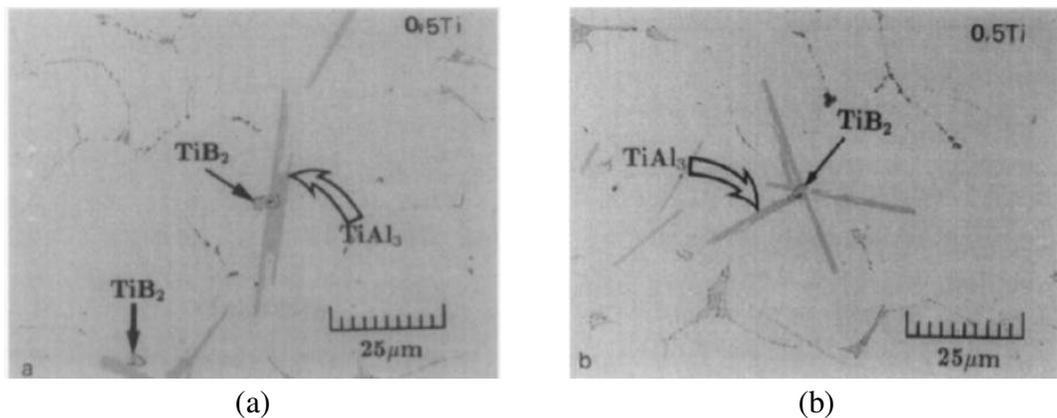


Figura 2.4: Microestrutura de uma liga Al cp inoculada com uma liga refinadora Al-6,0wt%Ti e pó de TiB_2 de alta pureza, destacando a formação das fases $TiAl_3$ e TiB_2 : (a) nucleação simples de $TiAl_3$; (b) nucleação múltipla de $TiAl_3$ (MOHANTY e GRUZLESKI, 1995).

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

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

Contudo, inúmeras pesquisas foram conduzidas no intuito de analisar o real efeito dos refinadores de grãos à base de ligas Al-Ti-B em ligas Al-Si. Kori, Murty e Chakraborty (2000) testaram diversas combinações de ligas refinadoras Al-B, Al-Ti e Al-Ti-B em ligas Al-7wt%Si, concluindo que os melhores resultados, tanto em termos de tamanho final de grãos quanto em melhora de propriedades mecânicas, estão associadas ao uso de ligas inoculadoras Al-Ti-B com baixos teores de Ti e B. Outras pesquisas de relevância quanto ao uso de ligas refinadoras são de Lee *et al.* (1999), Fasoyinu, Sahoo e Davies (2000), Easton, Kaufmann e Fragner (2006) e Yan e Luo (2007).

Metan *et al.* (2009), analisaram também a utilização conjunta da liga refinadora de grão Al-5%Ti-1%B com a agitação eletromagnética e verificaram a redução do tamanho de grão da liga Al-7,0wt%Si.

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 2.5 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).

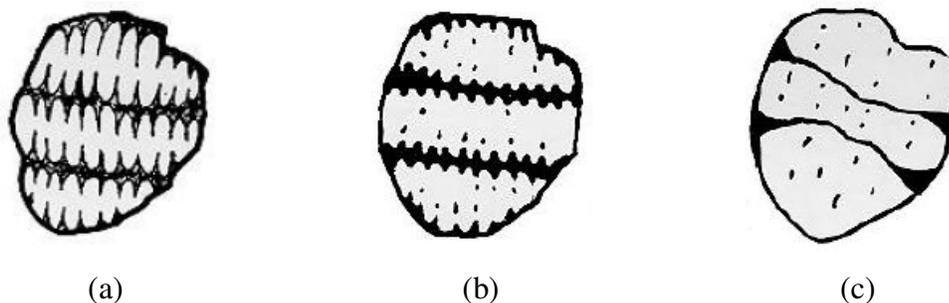


Figura 2.5: Esquema da evolução de uma estrutura dendrítica durante a globularização: (a) grão com os fragmentos dendríticos iniciais; (b) fusão parcial dos contornos de grão e contornos interdendríticos; (c) globularização dos braços dendríticos (Adaptado de ZOQUI, 2001).

2.5 Caracterização de estruturas semi-sólidas

A caracterização dos materiais semi-sólidos, ainda apresenta várias lacunas. Dadas a interconexões apontadas por Apaydın (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 A356 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.

2.5.1 Caracterização metalúrgica de estruturas semi-sólidas

O tamanho de grão na microestrutura às vezes é fácil de reconhecer, contrariamente ao tamanho de glóbulo. 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 às 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 (partículas com a mesma coloração) e como glóbulo primário subentende-

se a partícula primária existente na metalografia convencional, de acordo com o histórico de pesquisas e publicações do grupo de Tixoconformação da FEM/UNICAMP. A Figura 2.6 exemplifica o que, neste trabalho, chama-se de grão e glóbulo, respectivamente.

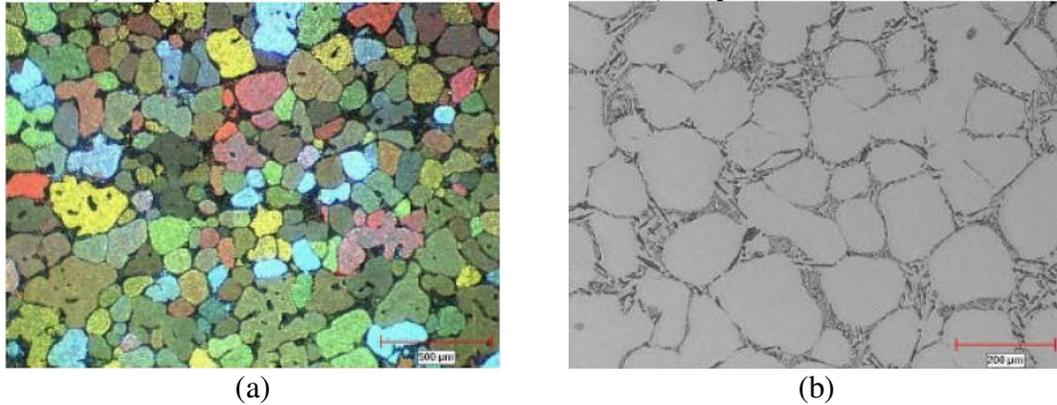


Figura 2.6: Estrutura de uma liga A356 tixofundida sob agitação eletromagnética de 1200W, reaquescida a 580°C e mantida em condição 210s: (a) micrografia mostrando os grãos da amostra; (b) micrografia mostrando os glóbulos de fase primária (ZOQUI, 2001).

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

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 microestruturais, permitindo assim analisar a eficiência do método de obtenção da matéria prima, e é dada por:

$$RQI = \left(\frac{GLS}{GS} \right) SF \quad (\text{Equação 2.3})$$

Onde GLS é o tamanho da partícula primária e SF é o fator de forma na microestrutura (metalografia convencional) enquanto que o GS é o tamanho de grão na microestrutura (metalografia colorida). 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 se espera 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 2.3 acima foi o parâmetro de circularidade, inverso do parâmetro de *roundness*, ou *surface factor* (SF) e é dada por:

$$SF = \frac{4\pi A_{\alpha}}{P_{\alpha}^2} \quad (\text{Equação 2.4})$$

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

Toda esta caracterização estrutural se faz necessária para se confrontar com o escoamento do material semi-sólido, onde uma estrutura refinada e mais circular tenderá para um melhor escoamento.

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 neste trabalho, do mesmo modo que a maioria dos estudos neste campo tem como base o 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:

$$e = 1 - \left(\frac{H}{H_0} \right) \quad (\text{Equação 2.5})$$

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, à tensão (σ) num determinado tempo (t) de ensaio será dada por:

$$\sigma = \frac{FH_0}{V}(1 - e) = \frac{FH}{V} \quad (\text{Equação 2.6})$$

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:

$$F(t) = \frac{-3\mu V^2}{2\pi h^5} \left(\frac{dh}{dt} \right) \quad (\text{Equação 2.7})$$

Desta maneira é possível obter a viscosidade (μ), 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:

$$\mu(t) = \frac{-2\pi h^5 F(t)}{3V^2 (dh/dt)} \quad (\text{Equação 2.8})$$

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:

$$\gamma'_{AV} = - \left(\sqrt{\frac{V}{\pi}} \right) \left(\frac{dh/dt}{2H^{2.5}} \right) \quad (\text{Equação 2.9})$$

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 desta 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 2.10, que correlaciona a tensão-deformação com a viscosidade aparente.

$$\mu = m \dot{\gamma}^{(n-1)} \quad (\text{Equação 2.10})$$

Onde m é conhecida como constante de consistência ou proporcionalidade e n é conhecido como *Power-Law Index*. Quanto menor o valor de n maior é o comportamento pseudoplástico. Porém vários são os fatores 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 A356 semi-sólidas. 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 2.7. 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.

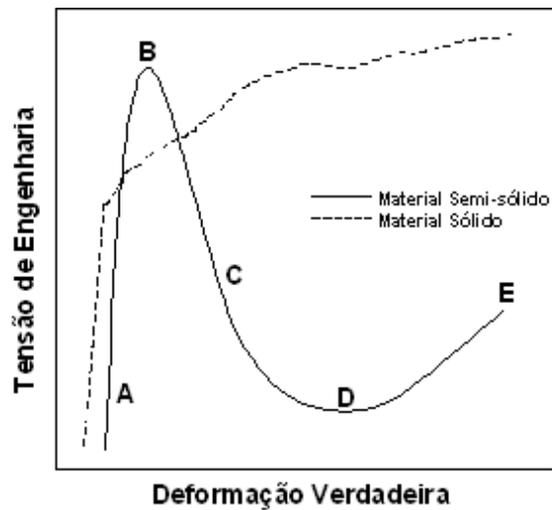


Figura 2.7: Curva típica tensão-deformação para materiais semi-sólidos e sólidos (Adaptado de KANG *et al.*, 1999).

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 2.8, onde é possível visualizar as fases presentes numa amostra sendo comprimida a quente no estado semi-sólido.

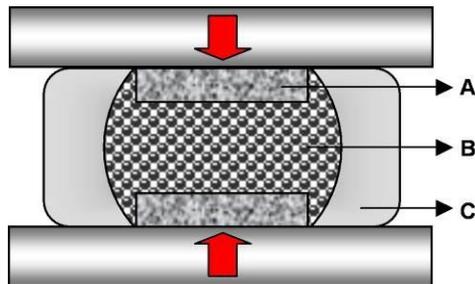


Figura 2.8: Diagrama esquemático de compressão a quente onde A é a região que concentra a parte sólida, B a região onde coexiste sólido-líquido e C a região onde ocorrerá à segregação de líquido (Adaptado de KANG *et al.*, 1999).

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, tem-se 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 nos dias atuais. 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).

Os processos de tixoconformação até hoje experimentados se derivam dos empregados nos processos convencionais de conformação termomecânica. Na Figura 2.9 podem ser vistas as técnicas de obtenção da pasta reofundida e os processos mais empregados para conformar materiais no estado semi-sólido.

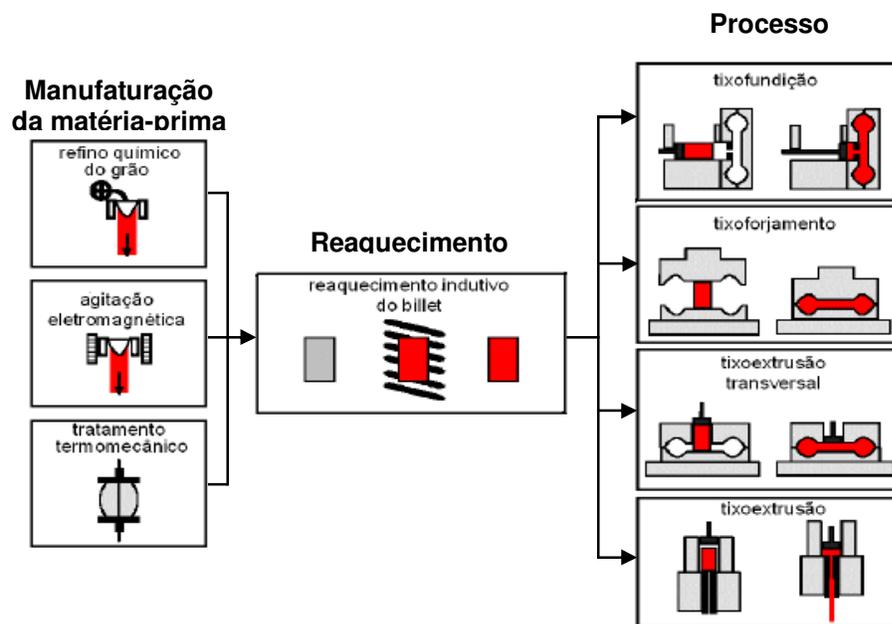


Figura 2.9: Técnicas de obtenção de pasta reofundida e processos de tixoconformação mais empregados (Adaptado de KOPP, 2000; FELTRIN, 2004).

Os processos empregados para a conformação de materiais no estado semi-sólido são a tixofundição, sendo este o primeiro processo desenvolvido para esta finalidade, na seqüência tem-se o processo de tixoextrusão e por fim o processo de tixoforjamento. Este último processo é o mais carente em termos de publicações, uma vez que o domínio da tecnologia ainda é deficiente, quando comparado com a tixoinjeção, o que tem inibido o seu uso comercial (ATKINSON, 2005). Na seqüência serão apresentados os três processos.

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 alçar 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 *softwares* 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 estruturas mais homogêneas.

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 A356, 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 ocorrem 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.

Para melhorar as propriedades mecânicas das peças produzidas para a indústria automobilística, Seo (2006) estudou três modelos diferentes de injeção do alumínio no estado semi-sólido, variando a pressão de injeção como também as dimensões da matriz. Com relação ao material ele variou os tratamentos térmicos posteriores à fabricação da peça. Notou que para ambos os modelos de injeção apresentados à estrutura final do material obteve forma globular, melhorando substancialmente suas propriedades mecânicas.

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 A356, 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.

Jiang *et al.* (2006, 2007 e 2008), em seus trabalhos avaliou a utilização da liga AA6201 (Al-Mg-Si) no estado semi-sólido no processo de extrusão e verificou que o produto final possuía propriedades mecânicas superiores quando comparados com o processo convencional de extrusão, tanto no que diz respeito à resistência mecânica como em seu alongamento.

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 às 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 A356 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 A356 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.

Bremer (1996) apresentou resultados de propriedades mecânicas de peças tixoforjadas com formas alongadas ou tipo alavanca a partir da liga A356 (Al-Si-7wt%Mg) fundida e outra laminada Al-Si-1wt%Mg, assim como Rovira (2001) 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 AA357, 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-Xwt%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 2,0wt%Si e 4,0wt%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.

Torres (2009) realizou o tixoforjamento nas ligas AA7075 e AA7004, observou que ambas as ligas apresentam características de viscosidade que as 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 ou pneumáticas ao invés de prensas excêntricas podem ser os mais adequados, devido às propriedades mecânicas inferiores quando comparadas com o material na sua condição inicial, ou seja, fundida.

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 à zona de trabalho da liga tixoforjada. As ligas de alumínio são tixoforjadas a temperaturas de até 650°C, sendo então adequado o emprego de aços da série H, por exemplo, os aços AISI H-12 e H-13 (ROVIRA, 2001).

2.7 Técnica para obtenção da pasta reofundida

Devido à grande importância comercial e interesse científico, as técnicas para a obtenção de pasta reofundida (um material com uma estrutura globular e homogêneo) vêm sendo amplamente estudadas desde a década de 50. A seguir será apresentada a técnica mais utilizada, ou seja, a agitação eletromagnética.

2.7.1 Agitação eletromagnética

Conforme exposto no item 2.3, Spencer (1972) obteve pastas reofundidas utilizando um viscosímetro de Couette, composto de uma câmara cilíndrica rotativa contendo um eixo fixo no seu centro (agitação mecânica), e então era iniciada a solidificação da liga a distintas taxas de resfriamento e de deformação. Constatou que o movimento convectivo do metal líquido durante o resfriamento da liga resultava no refino e na alteração morfológica dos cristais formados. Com relação ao tipo de agitação a ser imposta ao líquido (parcialmente solidificado ou em

solidificação) podem-se classificar os sistemas em função dos diferentes tipos de equipamentos: agitação mecânica e agitação eletromagnética.

O sistema de agitação eletromagnética vem sendo muito utilizado nos últimos anos para a produção de matéria-prima para os processos de tixotromulação devido às suas inúmeras vantagens, entre elas, podemos citar a ausência de contato entre o metal líquido e o meio de agitação, fato este que não ocorre na agitação mecânica, permite a fundição contínua e direta de tarugos com formas variadas, possui baixo consumo de energia elétrica, entre outras. (dos SANTOS, 2000).

A agitação eletromagnética é promovida no líquido em solidificação pela ação de fortes campos eletromagnéticos. As correntes elétricas induzidas pelo campo promovem uma forte agitação, rompendo a estrutura em formação, estimulando a multiplicação cristalina e sua conseqüente globularização. Estes equipamentos podem ser utilizados para a produção estanca ou contínua de pastas. A fundição contínua facilita o controle da remoção de calor durante a agitação e o resfriamento da pasta gerando uma microestrutura mais fina quando comparado com a agitação mecânica. (ZOQUI, 2001)

A manipulação dos parâmetros envolvidos no processo de obtenção da matéria-prima através da agitação eletromagnética se faz necessária para a obtenção de uma matéria-prima com melhores características microestruturais, ou seja, que a matéria-prima tenha as menores dimensões de partícula primária como também possua uma estrutura em forma globular, e melhores propriedades mecânicas para posterior processamento.

Kang (2007), Paes (2000) e dos Santos (2000) em seus trabalhos fizeram o uso da agitação eletromagnética e evidenciaram os benefícios referentes à obtenção de estruturas refinadas, proporcionando tamanho de glóbulos primários/grãos bastante inferiores quando comparados com estruturas não agitadas. Um exemplo típico da eficácia do uso da agitação eletromagnética pode ser visto na Figura 2.10, onde Zoqui (2002) obtêm uma estrutura totalmente refinada com grãos pequenos e bastantes esferoidizados, partindo com tamanhos de grãos de aproximadamente $1300\mu\text{m}$ para cerca de $150\mu\text{m}$.

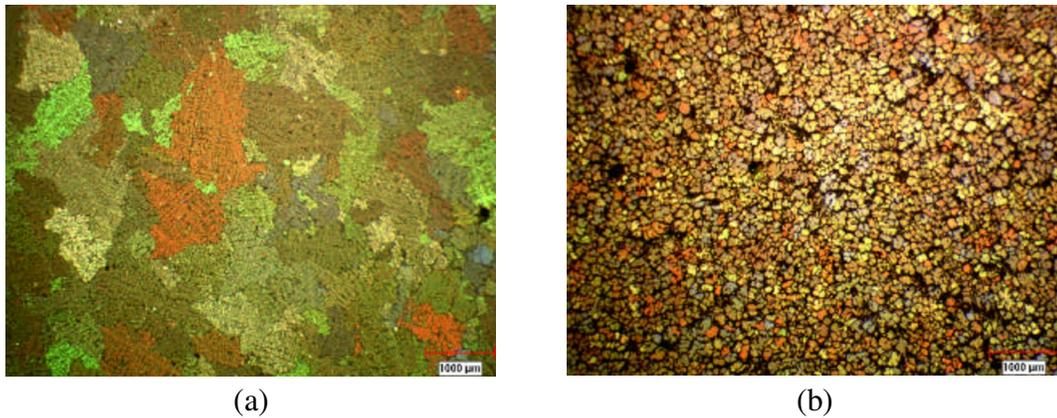


Figura 2.10: Comparação das micrografias da liga A356: (a) condição fundida; (b) produzida sob campo eletromagnético de 1200W (ZOQUI, 2002).

Ghomashchi *et al.* (2006), observaram que a utilização da agitação eletromagnética na liga Al-Si-Fe não só alterou a estrutura do material, como também ocorreu o refinamento dos intermetálicos de ferro, como pode ser visto na Figura 2.11.

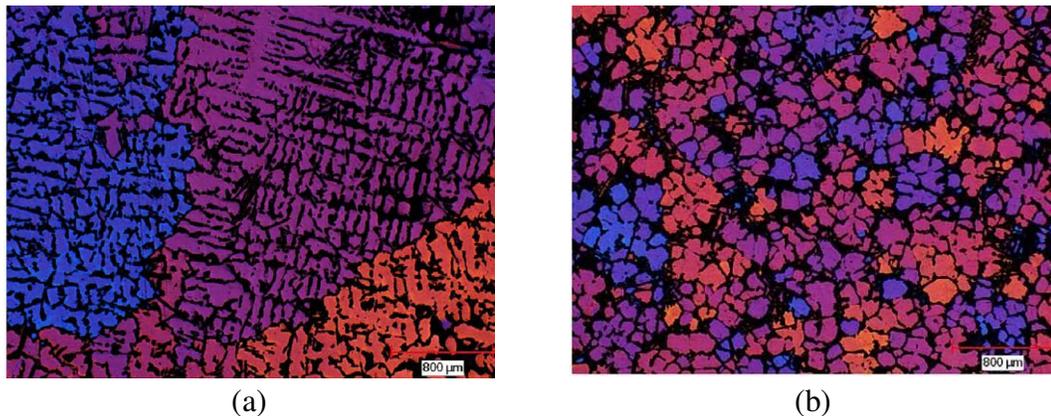


Figura 2.11: Comparação das micrografias da liga Al-Si-Fe: (a) condição sem agitação eletromagnética; (b) produzida sob campo eletromagnético (GHOMASHCHI *et al.* 2002).

Jiang *et al.* (2006), avaliaram a liga hipereutéticas Al-Si com 20wt%Si através do refinamento das partículas de Si com o uso da agitação eletromagnética. Observaram que para diminuir as partículas de Si não era necessária a utilização de fortes correntes na agitação eletromagnética, pelo contrário, o uso de uma fraca agitação foi o suficiente para se obter bons resultados, pois com o aumento gradativo da agitação as partículas de Si começavam a se coalescer e conseqüentemente ocorria o aumento de seu tamanho.

Kang (2007), utilizando um sistema de agitação eletromagnética verificou que o material produzido (A356) possuía uma estrutura totalmente globular. Além da estrutura globular, o autor realizou testes de tração e verificou que as peças fabricadas com o material que sofreu a agitação eletromagnética possuía resistência à tração e alongamento muito superior quando comparadas com as peças que não haviam sido produzidas via agitação eletromagnética, obtendo cerca de 30% a mais nos valores das propriedades mecânicas mencionadas.

Ao analisar a liga CuNi-10,0wt%Fe-1,0wt%Mn Tingju *et al.* (2009) observou que com a utilização da agitação eletromagnética foi reduzido drasticamente o tamanho de grão do material, passando de 6,1mm para 0,56mm. Fora essa expressiva queda do tamanho de grão com a utilização da agitação Tingju (2009) notou o aumento da resistência à tração do material estudado como também o seu alongamento.

Diante de tudo o que foi mostrado e discutido a respeito ao processamento dos materiais no estado semi-sólido, este trabalho tem por intenção avaliar a tixoconformabilidade das ligas Al-Xwt%Si-2,5wt%Cu, em termos de caracterização microestrutural, comportamento viscoso e de propriedades mecânicas decorrentes do processo de tixoforjamento para diferentes condições de tempo e temperatura.

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 sete etapas, como pode ser visto no fluxograma da Figura 3.1.

Na primeira etapa do trabalho, foram realizadas as fundições utilizando-se cinco diferentes técnicas de produção (com/sem agitação eletromagnética, com/sem refinador de grão, alta/baixa vazão) e consequentes caracterizações microestruturais, afim, de se escolher a técnica de produção que propiciasse os melhores resultados referentes ao tamanho de grão para a liga teste (A356).

Na segunda etapa do trabalho, após a escolha da melhor técnica de produção, foram realizadas as fundições das cinco ligas de Al-Si-Cu. Certos cuidados foram tomados para a obtenção das mesmas, tal como o balaceamento de massas para se obtêr as composições desejadas.

Na terceira etapa, foram realizadas as caracterizações das composições químicas das ligas produzidas, caracterização 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 microestruturais das ligas fundidas. Ressaltando que as frações sólidas (45% e 60%) foram escolhidas pelo fato de ser o intervalo de melhor condição em termos de resultados finais.

Na quarta etapa do trabalho, foi realizado o tratamento térmico de globularização, 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 microestruturais. Nesta etapa houve também a caracterização do material por meio de ensaios de picnometria, ou seja, análise de porosidade.

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 quarta etapa, ou seja, quatro tempos de espera para a globularização, (0s, 30s, 90s, e 210s).

Na sexta etapa do trabalho, foram realizadas duas montagens do conjunto de equipamentos utilizados na realização dos ensaios de tixoforjamento (prensa excêntrica e prensa pneumática), 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 os tempos de espera para a globularização, ou seja, (0s, 30s, 90s e 210s).

Na sétima etapa, foram realizadas as caracterizações microestruturais das peças produzidas. Essa etapa teve como objetivo acompanhar a evolução da deformação da estrutura das ligas; como também houve a caracterização do material tixoforjado por meio de ensaios de picnometria, ou seja, análise de porosidade. Por fim, foi realizado o tratamento térmico de solubilização das peças tixoforjadas, afim de, se melhorar as propriedades mecânicas do material.

Tem-se que a primeira etapa foi determinante para o andamento dos trabalhos, sendo determinada a melhor forma da produção das ligas a serem analisadas. Assim, essa fase será detalhada no Capítulo 4 - Resultados e Discussões Preliminares.

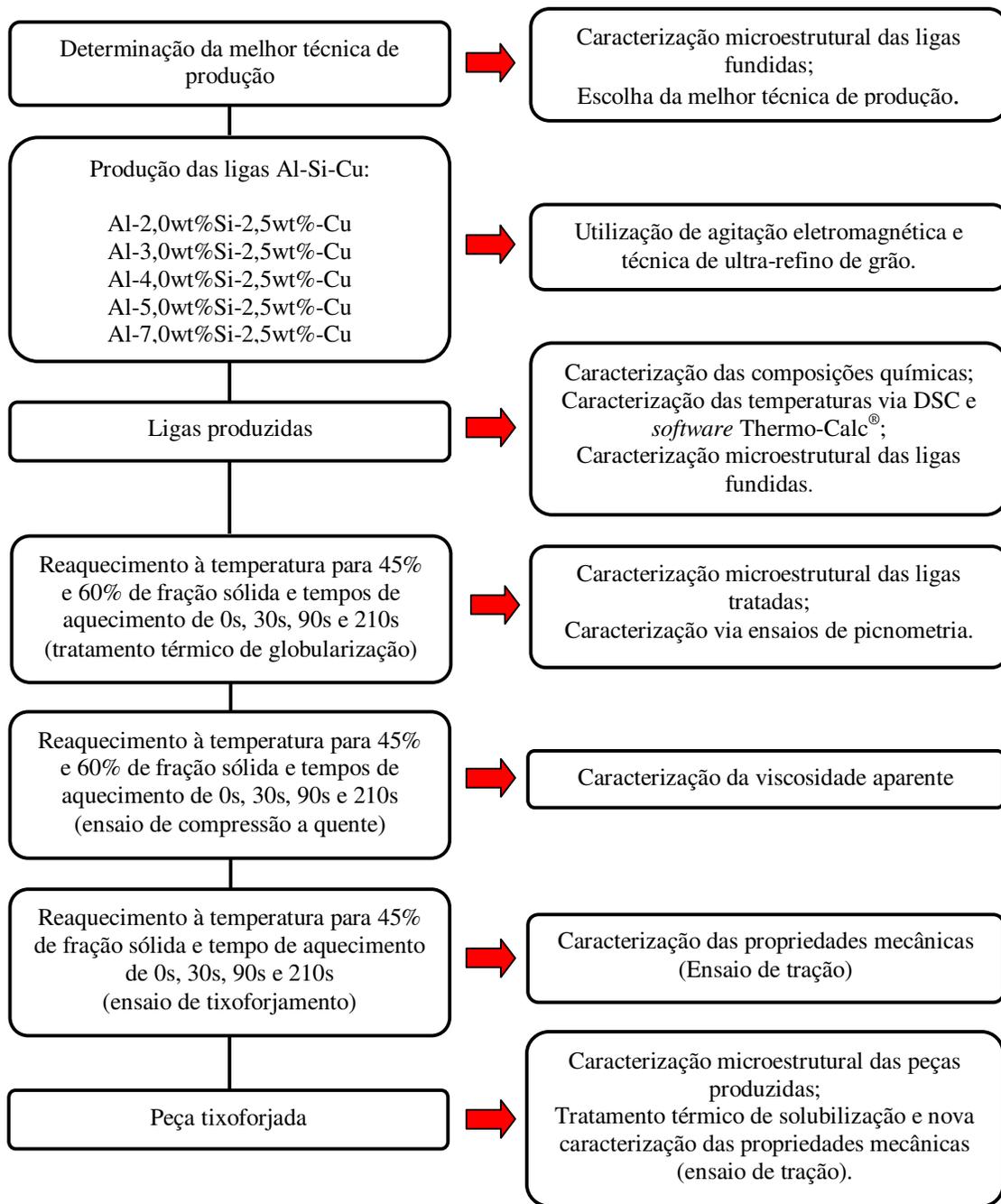


Figura 3.1: Fluxograma das etapas de trabalho.

3.1 Produção das ligas

Antes do início da produção das ligas foram realizados alguns ensaios para saber qual o campo eletromagnético efetivo no interior da matriz de solidificação para a potência máxima fornecida pelo sistema (8000 W). Para tal ensaio foi utilizado um medidor de intensidade de campo eletromagnético (gaussímetro), sendo o campo eletromagnético medido a cada 20 mm a partir de uma distância de 90 mm da base inferior da matriz (posição do sacador), até praticamente seu topo, sendo o ensaio realizado três vezes, cada um em dias distintos utilizando a mesma metodologia para minimização dos erros de medição.

O campo eletromagnético na região do topo da matriz não foi medido, pois se trata da região de formação do rechupe de solidificação do material, sendo uma área descartada do lingote independente da presença ou não do campo eletromagnético. Vale ressaltar que existe um desvio-padrão nos valores obtidos de cerca ± 2 Gauss. Na Figura 3.2 encontram-se as posições de medição do campo eletromagnético como também o gráfico referente ao campo eletromagnético efetivo da matriz de solidificação.

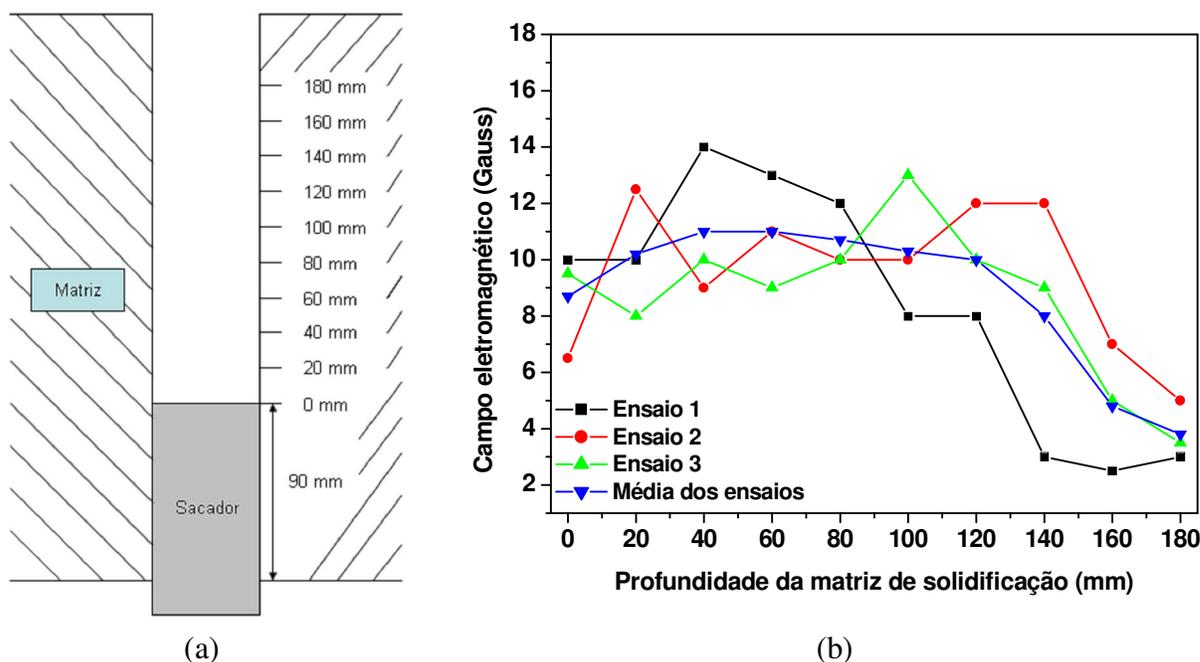


Figura 3.2: (a) posições de medição do campo eletromagnético; (b) valores referentes ao campo eletromagnético efetivo na matriz de solidificação.

Tendo em vista o resultado das medições, convencionou-se usar 150 mm como comprimento útil do lingote, já que a partir desse valor o campo eletromagnético apresenta uma tendência à queda, diminuindo a eficiência da agitação sobre o metal fundido em solidificação.

Portanto, as cinco ligas de alumínio (Al-Xwt%Si-2,5wt%Cu), produzidas e estudadas neste trabalho foram confeccionadas no Laboratório de Tixotomografia do DEF/FEM/UNICAMP em forno poço resistivo utilizando-se uma mistura de ligas base, a saber, liga A356 (A356) - (fornecido por Inbra Metais), alumínio comercialmente puro (Al cp) - (fornecido por CBA), cobre comercialmente puro (Cu cp) - (fornecido por Termomecânica S/A) e refinador de grão Al-5,0wt%Ti-1,0wt%B (fornecido por LSM Brasil). Segundo os fabricantes, as composições químicas de cada liga, conforme recebimento dos certificados de composição química encontram-se na Tabela 3.1.

Tabela 3.1: Composição química conforme fabricante.

<i>Ligas</i>	<i>Composição química (wt% peso)</i>							
	<i>Si</i>	<i>Fe</i>	<i>Mg</i>	<i>Cu</i>	<i>B</i>	<i>Mn</i>	<i>Ti</i>	<i>Al</i>
<i>A356</i>	6,72	0,21	0,38	0,09	0,0001	0,01	0,005	Balanço
<i>Al cp</i>	0,05	0,14	0,008	0,01	0,0001	0,01	0,006	Balanço
<i>Cu cp</i>	-	-	-	99,97	-	-	-	-
<i>Al-5,0wt%Ti-1,0wt%B</i>	0,06	0,30	-	-	0,99	-	4,88	Balanço

As ligas A356 e Al cp foram aquecidas até 750°C para a sua completa fusão, dentro de cadinhos de carbetto de silício pré-isolados com cimento tipo QF180 (silico-aluminosa), quando adicionado o Cu cp e mantido por cerca de 10 minutos, sendo periodicamente agitado para sua dissolução e homogeneização na mistura das ligas fundidas; foi adicionado cerca de 10% mais que o previsto para o Cu cp devido à dificuldade de dissolução do cobre no banho fundido.

Passado o tempo estabelecido, ou seja, o material já fundido, foi adicionada a liga refinadora Al-5wt%Ti-1wt%B com o objetivo de se obter uma liga com estrutura não dendrítica, por intermédio da técnica de ultra-refino, proporcionando assim a globularização da fase primária do material. Para 5000 g de material fundido no cadinho, foram adicionados 200 g da liga refinadora Al-5wt%Ti-1wt%B, essa quantidade foi escolhida tomando-se como base o trabalho realizado por Lourençato (2008) que cita que a adição de uma quantidade de cerca de 4% (em massa) da liga refinadora é suficiente para promover a globularização da fase primária da liga.

Em seguida o material foi transferido ao sistema de lingotamento estanque, onde o indutor eletromagnético e a matriz de solidificação (lingoteira metálica) já estavam preparados para receber o material, ou seja, o indutor eletromagnético já se encontrava ligado com a potência desejada e a lingoteira estava com pó de grafite em sua parede interna para que o lingote produzido fosse desmoldado com facilidade. A matriz de solidificação (lingoteira metálica) possui diâmetro interno paralelo de 30 mm, com diâmetro externo de 47 mm e comprimento de 360 mm; mais detalhes da matriz de solidificação podem ser encontrados no Anexo A. A representação esquemática do sistema de lingotamento estanque com o sistema de agitação eletromagnética pode ser visto na Figura 3.3.

Tendo como referência o trabalho realizado para a produção de matérias primas reofundidas com agitação eletromagnética (PAES, 2000), foi adotada a potência máxima fornecida pelo sistema de agitação eletromagnética, tendo em vista os resultados obtidos no trabalho supracitado em que o campo eletromagnético foi aumentado gradativamente e o impacto desse aumento foi avaliado em relação ao tamanho de glóbulos primários/grãos obtidos, sendo que maiores campos eletromagnéticos possibilitam agitação mais vigorosa do metal líquido em solidificação e conseqüentemente maior quebra das dendritas em formação. Dessa forma, o valor máximo da potência fornecida foi de aproximadamente 8000 W / 10 Gauss.

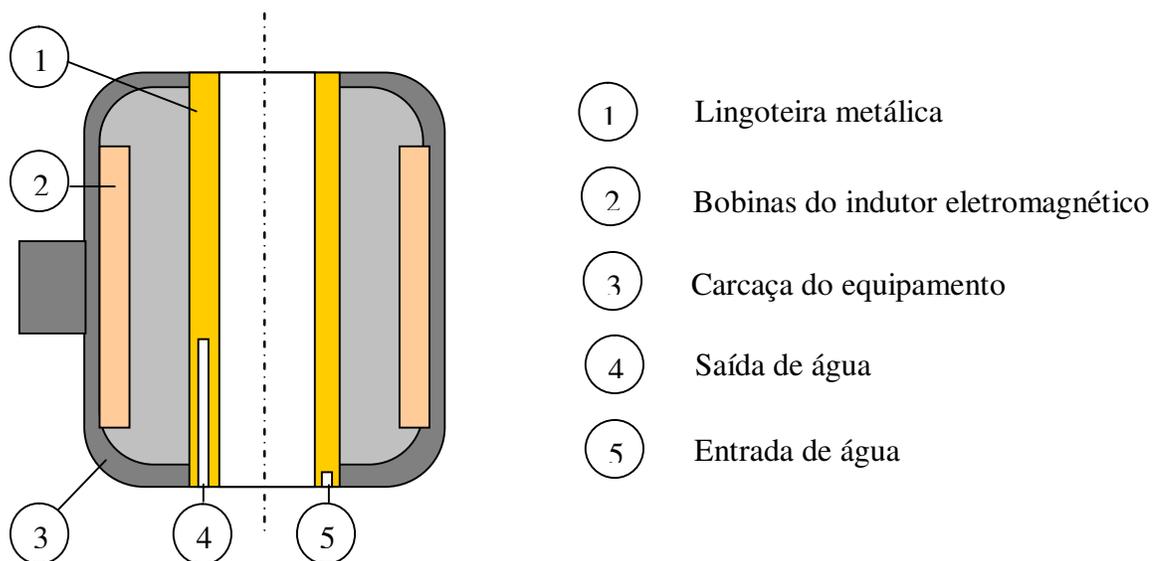


Figura 3.3: Representação esquemática do sistema de lingotamento estanque com o sistema de agitação eletromagnética.

A temperatura de vazamento utilizada foi estimada através do *software* Thermo-Calc[®], que fornece a curva *solidus* e *liquidus* do material em questão. Assim convencionou-se utilizar uma temperatura de vazamento de 50°C acima da temperatura indicada nos gráficos obtidos pelo *software* Thermo-Calc[®] para 100% de material no estado líquido. Esse valor superior de temperatura deve-se à queda de temperatura associada ao momento de retirada da matéria prima fundida do forno até o momento de seu vazamento, que por se tratar de um processo manual, demandava de certo tempo.

Para o preparo de 5000 g de cada liga, gerando aproximadamente 12 lingotes, chegou-se, conforme Tabela 3.2, à seguinte distribuição de massa para as ligas base, já com devidas correções nas quantidades de Cu cp. Ao final do processo de produção das cinco ligas estudadas neste trabalho foram confeccionados 180 lingotes.

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

<i>Ligas</i>	<i>Liga base (g)</i>			
	<i>Al cp</i>	<i>A356</i>	<i>Cu cp</i>	<i>Al-5,0wt%Ti-1,0wt%B</i>
<i>Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu</i>	3494,1	1382,5	135,8	200
<i>Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu</i>	2792,1	2085,0	135,2	200
<i>Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu</i>	2090,1	2787,5	134,6	200
<i>Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu</i>	1388,1	3490,1	134,0	200
<i>Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu</i>	-	4879,2	132,9	200

Para a análise da composição química das ligas produzidas, reservou-se o lingote inicial e o lingote do meio da corrida, ou seja, o sexto lingote. De posse desses lingotes, foram retiradas duas amostras de cada, ou seja, base e topo dos lingotes; com dimensões de 30 mm de altura e com 30 mm de diâmetro. As amostras assim obtidas foram lixadas com lixas d'água de granulometria 220, 320, 400 e 600 *mesh* e por fim ficaram por cerca de 30 segundos no ultrassom para a retirada de quaisquer impurezas. A análise se deu pelo equipamento de espectrometria de emissão óptica da empresa Anacom Científica, modelo *Bill-Oes*. Para cada amostra a análise da composição química foi repetida dez vezes. O grande número de repetições se deve ao fato da diminuição do erro inerente ao processo e obtenção de um valor médio para a composição química dos materiais. Para a obtenção dos valores finais de composição foi realizada uma média de todas as medições realizadas nas quatro amostras, ou seja, a média total dos 40 dados. Uma justificativa para a escolha de uma amostra da base do lingote e a outra do topo se deu pela

possível variação de composição química da liga ao longo do lingote. Tal variação de composição não foi notada, permanecendo praticamente iguais os valores obtidos tanto das amostras da base como do topo dos lingotes, portanto, a liga pode ser considerada homogênea ao longo de seu comprimento.

3.2 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 uso 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 100 mg e inseridas em cadinhos de alumina para a realização dos testes, sendo utilizadas duas taxas de aquecimento, 5°C e 20°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.

3.3 Tratamento térmico de globularização

O tratamento térmico de globularização tem como objetivo verificar a estabilidade em altas temperaturas das ligas estudadas, permitindo assim avaliar a evolução microestrutural destas, possibilitando, então, correlacionar tais características com as propriedades mecânicas e reológicas desses materiais. Os tratamentos térmicos de globularização foram realizados no Laboratório de Tixoconformação do DEF/FEM/UNICAMP em um forno de indução da empresa Norax Canada Inc., como pode ser visto na Figura 3.4, a partir de amostras com 25 mm de altura por 30 mm de diâmetro e com furo de 3,0 mm de diâmetro na metade de sua altura. A bobina utilizada nestes ensaios possuía 116 mm de diâmetro interno e 55 mm de altura.



Figura 3.4: Forno indutivo utilizado nos tratamentos térmicos de globularização.

Com o objetivo de otimizar os ensaios e permitir que estes sejam adequados para a obtenção dos dados experimentais solicitados, foi realizado um planejamento experimental para esta etapa do trabalho. Com o auxílio do *software* Minitab[®]16 empregou-se um planejamento fatorial com três variáveis de influência, o teor de silício (com cinco níveis), a fração sólida (com dois níveis) e o tempo de tratamento térmico (com quatro níveis), replicando o experimento uma vez. O *software* gerou uma tabela de ensaios aleatórios encontrada no Anexo B, totalizando 40 ensaios de tratamentos térmicos das ligas.

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% (com uma taxa de aquecimento de 80 a 100°C por minuto) e mantidas por tempos de 0s, 30s, 90s e 210s e depois resfriadas em água na tentativa de se “congelar” a estrutura, possibilitando analisar o efeito do tratamento térmico de globularização. Após os tratamentos térmicos, as amostras foram seccionadas longitudinalmente ao meio e submetidas à preparação metalográfica para caracterização microestrutural, como também para ensaios de picnometria (porosidade).

3.3.1 Caracterização microestrutural

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

Para a caracterização microestrutural, via metalografia convencional, as amostras foram seccionadas longitudinalmente ao meio, depois foram lixadas em lixa d'água com granulometria de 220, 320, 400, 600, 800, 1200 e 1500 *mesh* sucessivamente e polidas com pasta de diamante de 6 μm para um polimento grosseiro e com pasta de diamante de 1 μm 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 ácido fluorídrico (1 ml HF e 99 ml H₂O) visando revelar a microestrutura, o ataque foi realizado com a imersão total da amostra no reagente por um tempo de 10 s. Após o ataque as amostras eram enxaguadas em água corrente por aproximadamente 30 s e secadas com auxílio de um soprador elétrico. Para a aquisição das imagens microestruturais foi utilizado um microscópio óptico Leica DM ILM do DEF/FEM/UNICAMP, conforme pode ser visto na Figura 3.5 (a) bem como a diferenciação de micro e macroestrutura nas Figuras 3.5 (b) e (c).

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 foram empregadas cinco imagens de diferentes seções desta. Totalizando, portanto, vinte e cinco contagens de glóbulos primários para cada amostra. O valor do fator de forma de cada liga estudada foi retirado com o auxílio do *software* ImageJ 1.40g.

Para a caracterização microestrutural, via metalografia colorida, as mesmas amostras empregadas na caracterização anterior passaram por um ataque eletrolítico com deposição de HBF₄ (ácido fluorbórico) em solução 2,0% e tensão de 25 V por aproximadamente 6 minutos 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 micrografia, sendo que para cada amostra empregou-se cinco imagens de diferentes seções desta. Totalizando, portanto, vinte e cinco contagens de grãos para cada amostra.

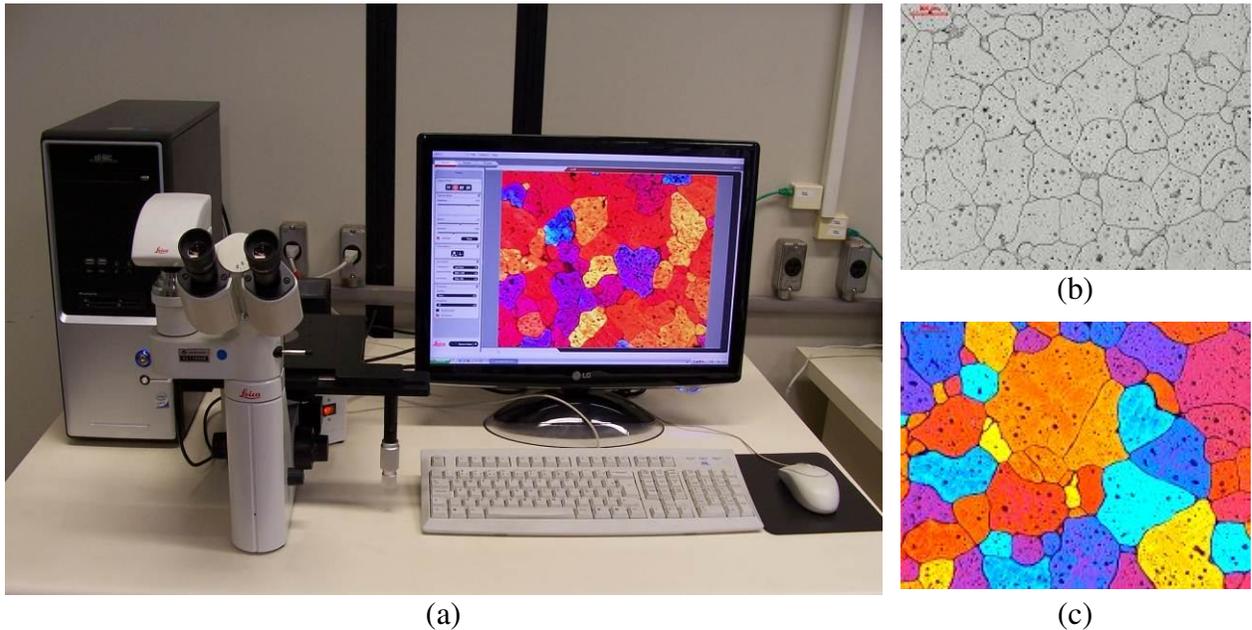


Figura 3.5: Equipamento utilizado para a captura das imagens: (a) microscópio óptico Leica DM ILM; (b) imagem de uma microestrutura, via metalografia convencional, da liga AA7004; (c) imagem de uma microestrutura, via metalografia colorida, da liga AA7004 (TORRES, 2009).

3.3.2 Ensaio de picnometria (porosidade)

A porosidade é um defeito encontrado nos materiais metálicos, caracterizado pela presença de vazios na sua estrutura, sendo resultado da interação de mudança de volume, nucleação e crescimento de fase sólida, difusão de elementos dissolvidos e a interação de superfícies interfásicas (ATWOOD, 2003). A presença de porosidade em um componente pode comprometer a resistência mecânica do mesmo podendo levar o material à falha com cargas e/ou tempos inferiores ao previsto.

A caracterização da porosidade das ligas estudadas foi realizada no Laboratório de Metalurgia Física e Solidificação do DEMa/FEM/UNICAMP. As amostras que passaram pela

caracterização microestrutural foram então pesadas ao ar e imersas em água em uma balança eletrônica Gehaka, modelo BK400 e esta diferença de pesos dá a densidade real do material estudado e conseqüentemente a porcentagem de porosidade do mesmo.

Com o auxílio do *software* Minitab®16 foi realizado um planejamento fatorial com três variáveis de influência, o teor de silício (com cinco níveis), a fração sólida (com dois níveis) e o tempo de tratamento térmico (com quatro níveis), replicando o experimento duas vezes. O *software* gerou uma tabela de ensaios aleatórios encontrada no Anexo B, para cada condição, ou seja, ao ar e imersa em água, totalizando 160 ensaios para as duas condições.

3.4 Ensaios 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 Tixoconformação do DEF/FEM/UNICAMP em uma máquina de ensaios da empresa Kalatec, com uma célula de carga de capacidade de 5 toneladas, com o forno indutivo acoplado ao eixo da máquina, com capacidade de atingir uma temperatura máxima de trabalho de 1200°C, com placas cerâmicas que possuíam área superior a área máxima ocupada pelas amostras deformadas, mantendo assim o volume deformado constante e um sistema de aquisição de dados para tratar os sinais emitidos pela célula de carga. A bobina utilizada nestes ensaios possuía 85 mm de diâmetro interno e 75 mm de altura.

As dimensões dos corpos de prova utilizados foram 30 mm de altura e 30 mm de diâmetro e com furo de 3,0 mm de diâmetro na metade de sua altura, submetidas a uma taxa de compressão constante de 20 mm/s e tempo de execução de ensaio de 1 segundo. O conjunto utilizado nestes ensaios pode ser visto na Figura 3.6.

As amostras foram inseridas juntamente com um termopar tipo K, *Cromel Alumel* fixado em seu interior, reaquecidas até as temperaturas relativas à fração sólida de 45% e 60% e tempos de globularização de 0s, 30s, 90s e 210s, e em seguida foram comprimidas. Para evitar que as amostras ficassem aderidas nas placas paralelas, as mesmas eram pré-isoladas com pó de grafite. As amostras foram comprimidas partindo de uma altura inicial de 30 mm até que sua altura fosse reduzida em torno de 10 mm.



(a)



(b)

Figura 3.6: Equipamentos utilizados nos ensaios de compressão a quente: (a) máquina de ensaios; (b) detalhe da amostra imediatamente após o ensaio de compressão a quente.

Analogamente ao tratamento térmico e ao ensaio de picnometria foi realizado um planejamento fatorial para esta etapa do trabalho com três variáveis de influência, o teor de silício (com cinco níveis), a fração sólida (com dois níveis) e o tempo de tratamento térmico (com quatro níveis), replicando o experimento três vezes, totalizando 120 ensaios; o *software* gerou uma tabela de ensaios aleatórios encontrada no Anexo B.

Os dados de saída da máquina 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 2.5 até 2.9, detalhadas no item 2.5.2 do Capítulo 2.

3.5 Montagens dos sistemas de tixoforjamento: prensa excêntrica e prensa pneumática

Lourençato (2008) e Torres (2009) realizaram ensaios de tixoforjamento em ligas Al-Si-Mg e ligas Al-Zn, respectivamente, depois de um longo período de estudos sobre a conformação de metais semi-sólidos. Seus estudos se basearam, desde o projeto da matriz, até sua execução, passando pela montagem e aferição de todos os equipamentos utilizados nos ensaios.

Os produtos tixoconformados por Lourençato (2008) e Torres (2009) foram projetados seguindo alguns critérios: o produto teria que possuir geometria suficiente para a retirada de três 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.

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 48 HRc. 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 μm e 1 μm , 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.

Foram utilizados dois conjuntos de equipamentos na realização dos ensaios de tixoforjamento que são ilustrados nas Figuras 3.7 e 3.8, respectivamente. Fazem parte do

primeiro conjunto: uma prensa excêntrica com acionamento mecânico, o forno indutivo utilizado para o aquecimento da matéria-prima, as matrizes, 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 3.7: Conjunto de equipamentos utilizados na realização dos ensaios de tixoforjamento (primeiro conjunto - prensa excêntrica).

Foram utilizados dois tipos diferentes de prensas, sendo uma excêntrica e a outra pneumática. A prensa do tipo excêntrica com capacidade de 25 toneladas da marca Victor, tem como características, carga necessária e capacidade de executar o processo com alta velocidade. A prensa do tipo pneumática com capacidade de 12 toneladas, tem como principais características o controle da velocidade de avanço do martelo como também o controle do tempo de permanência do mesmo sobre o material deformado. Segundo Fehlber (2000), a velocidade

desenvolvida pela prensa e a temperatura da matriz são os principais parâmetros que afetam o fluxo de material e o 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. Fazem parte do segundo conjunto de equipamentos: uma prensa pneumática com duplo acionamento mecânico, o forno indutivo utilizado para o aquecimento da matéria-prima, as matrizes, e a resistência elétrica acoplada à matriz utilizada para o seu aquecimento.



Figura 3.8: Conjunto de equipamentos utilizados na realização dos ensaios de tixoforjamento (segundo conjunto - prensa pneumática).

O forno utilizado para o aquecimento da matéria-prima até a temperatura relativa a fração sólida de 45% para posterior forjamento foi do tipo indutivo, o mesmo utilizado nos tratamentos

térmicos de globularização como também nos ensaios de compressão a quente. Ele possui bobinas para o aquecimento da matéria-prima de várias dimensões, a utilizada nestes ensaios possuía 39 mm de diâmetro interno e 160 mm de comprimento.

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 e pelo sensor de deslocamento, via *software* LabVIEW®. Vale ressaltar que todo o conjunto de equipamentos utilizados na realização do tixoforjamento foi calibrado.

3.5.1 Ensaios de tixoforjamento: prensa excêntrica e prensa pneumática

Após toda a montagem e calibração do conjunto de equipamentos, foi iniciada a execução dos 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 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 na bobina do forno indutivo 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 os diferentes tempos de globularização de 0s, 30s, 90s e 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 (para os ensaios da prensa tipo excêntrica) e logo em seguida o 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. O tempo de contato da matriz com o material tixoforjado nos ensaios realizados com a prensa pneumática foi de aproximadamente 30 s e só depois era acionada a sua reabertura, ou seja, a volta do martelo para sua posição original. As dimensões dos corpos de prova utilizados foram às mesmas empregadas por Lourençato (2008), ou seja, 27,5 mm de diâmetro e 145 mm de comprimento e com furo de 3,0 mm de diâmetro na metade de seu diâmetro para a entrada do termopar.

Foram realizadas duas réplicas para a condição de 45% de fração sólida e com os tempos de globularização de 0s, 30s, 90s e 210s para cada liga estudada, totalizando 8 ensaios para cada situação, ou seja, 40 ensaios para o conjunto com a prensa excêntrica e 40 ensaios para o conjunto com a prensa pneumática, totalizando 80 ensaios no total, conforme tabela gerada pelo *software* Minitab[®] 16 encontrada no Anexo B.

As peças tixoforjadas foram submetidas ao processo de rebarbação e, em seguida, ao corte em uma serra mecânica em três partes iguais na sua largura. Posteriormente, as três partes foram usinadas no Laboratório de Tixoconformação 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 3.9.

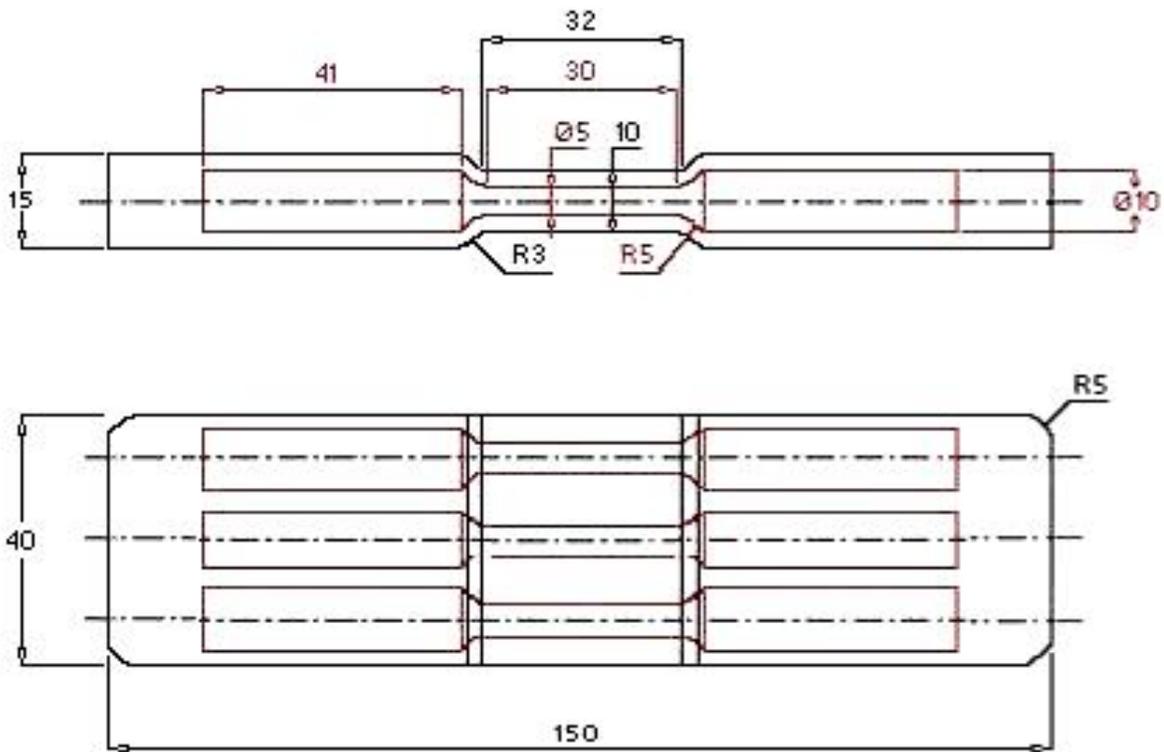


Figura 3.9: Dimensões finais das peças tixoforjadas e dimensões dos corpos de prova para os ensaios de tração.

3.6 Ensaios 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 100 kN. 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 0,02 mm/s.

Nesta etapa do trabalho também foi realizada um planejamento experimental fatorial com duas variáveis de influência, o teor de silício (com cinco níveis) e o tempo de tratamento térmico (com cinco níveis, incluindo a condição fundida nesta variável) replicando o experimento três vezes. O *software* Minitab®16 gerou uma tabela de ensaios aleatórios encontrada no Anexo B, totalizando 75 ensaios de tração para cada condição de tixoforjamento, ou seja, tixoforjamento em prensa excêntrica e tixoforjamento em prensa pneumática, totalizando um total de 150 ensaios.

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. Na Figura 3.10 (a) pode ser visto equipamento utilizado nos ensaios de tração, bem como a fixação do corpo de prova de tração, nas Figuras 3.10 (b) e (c).

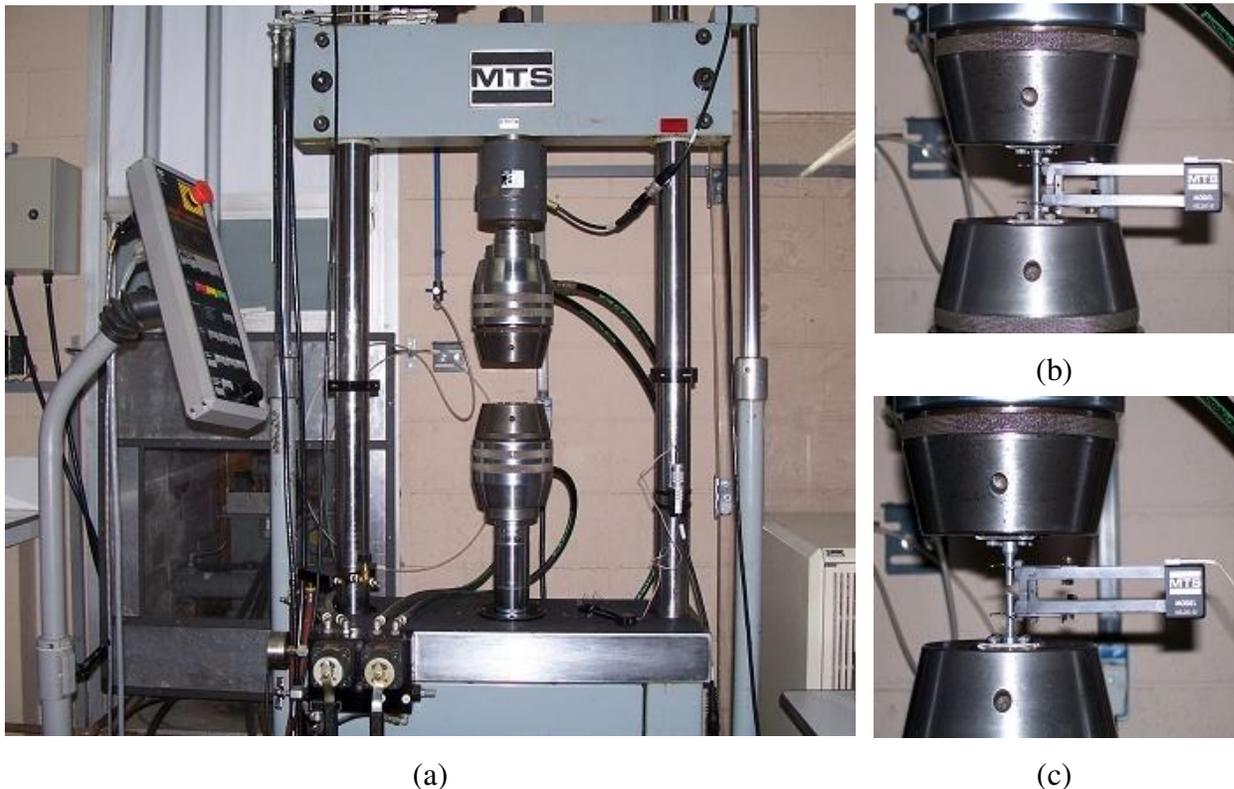


Figura 3.10: Equipamento utilizado nos ensaios de tração: (a) máquina universal de ensaios com garras acolpadas; (b) detalhe da amostra antes do ensaio de tração; (c) detalhe da amostra imediatamente após o ensaio de tração.

3.7 Tratamento térmico de solubilização

O tratamento térmico de solubilização tem como objetivos a dissolução dos elementos de liga Si, Mg e Cu na matriz de alumínio, a dissociação da estrutura do silício e esferoidização das partículas resultantes além de uma maior homogeneização do material (TIRYAKIOGLUY, 2007).

O tratamento térmico foi realizado no Laboratório de Tixoconformação do DEF/FEM/UNICAMP em um forno tipo mufla. Após o forno alcançar a temperatura requerida e sua conseqüente estabilização, as peças (sob a condição tixoforjada) foram inseridas em seu interior e reaquecidas até a temperatura relativa de seu tratamento e mantidas por tempo adequado e depois resfriadas em água. Primeiramente a temperatura do forno foi monitorada até atingir a temperatura desejada, e depois, a temperatura das peças dentro do forno. Ambas monitoradas com um termopar tipo K, *Cromel Alumel*. A temperatura da água para têmpera foi verificada com auxílio de um termômetro. Após as peças serem resfriadas em água, as mesmas passaram pelo processo de envelhecimento natural.

Os parâmetros utilizados no tratamento térmico T4 foram: temperatura do tratamento térmico de solubilização ($540^{\circ}\text{C} \pm 2^{\circ}\text{C}$), tempo de tratamento (10 horas), têmpera em água ($24^{\circ}\text{C} \pm 2^{\circ}\text{C}$) e tempo de envelhecimento natural (20 horas \pm 2 horas). A definição do tempo e da temperatura de solubilização baseou-se no trabalho de Haskel (2009), quando utilizados na liga A356.

O tratamento de solubilização, no caso deste estudo, tem como principal propósito alterar as características da partícula de silício; mudando sua morfologia de uma estrutura poliedral para globular e aumentando as propriedades mecânicas de forma significativa. Após o tratamento térmico os corpos de prova já tratados passaram por ensaio de tração; para este ensaio foram utilizadas duas réplicas para cada situação, totalizando 100 ensaios no total, conforme tabela encontrada no Anexo B.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES PRELIMINARES

Neste capítulo serão apresentados e discutidos os resultados experimentais preliminares obtidos para algumas etapas deste trabalho, visando a otimização do processo. Para tanto, os resultados são apresentados segundo a ordem em que foram mencionados no Capítulo 3, buscando facilitar a compreensão e discussão.

4.1 Produção da liga

A liga utilizada nos primeiros experimentos a fim de se avaliar qual técnica de produção da matéria-prima seria a melhor opção para a seqüência dos trabalhos, em termos de tamanhos de glóbulos primários/grãos, foi a liga de alumínio A356; a escolha desta liga se deu pelo amplo conhecimento e utilização das mesmas para a produção de peças em vários setores industriais (ATKINSON, 2005). Sua composição química é indicada na Tabela 4.1.

Tabela 4.1: Composição química conforme fabricante.

<i>Liga</i>	<i>Composição química (wt% peso)</i>							
	<i>Si</i>	<i>Fe</i>	<i>Mg</i>	<i>Cu</i>	<i>B</i>	<i>Mn</i>	<i>Ti</i>	<i>Al</i>
<i>A356</i>	6,72	0,21	0,38	0,09	0,0001	0,01	0,005	Balanço

A caracterização das temperaturas *solidus* e *liquidus* da liga se deu por simulação via *software* Thermo-Calc[®], como descrito no Capítulo 3, item 3.2. Através da simulação, pode-se verificar que a temperatura *solidus* é de 557°C e a temperatura *liquidus* é de 612°C, ou seja, uma faixa de temperatura semi-sólida de 55°C. Esta liga ainda apresenta uma transformação eutética a 577°C creditada pela literatura da fusão do eutético Al-Si-Mg. A caracterização correta desta temperatura é extremamente importante uma vez que este eutético ao se liquefazer aumenta a temperatura do material rapidamente o que pode comprometer o controle da estrutura de fusão ou solidificação durante o processamento.

Através da liga A356 foram produzidas cinco diferentes técnicas de acordo com os procedimentos descritos no Capítulo 3, item 3.1, visando a escolha da melhor situação possível no que diz respeito à produção destas matérias-primas, objetivando dessa forma a otimização dos resultados finais, ou seja, obter uma estrutura refinada e com tamanhos de glóbulos primários/grãos pequenos. Algumas condições analisadas dentro do processo de produção da matéria-prima foram:

- Potência do sistema de indução, para produção do campo eletromagnético e conseqüente agitação da matéria-prima durante a solidificação;
- Vazão ideal de água para refrigeração da matriz de solidificação (lingoteira metálica);
- Utilização ou não de refinador de grão (Al-5wt%Ti-1wt%B) como constituinte das ligas produzidas.

As cinco diferentes técnicas de produção da matéria-prima analisadas a fim de se obter a otimização dos resultados finais podem ser vistas na Tabela 4.2.

Tabela 4.2: Diversas técnicas de produção para a otimização do processo.

<i>Técnicas de produção</i>	<i>Potência (W)</i>	<i>Refinador de grão (g)</i>	<i>Vazão (l/min)</i>
<i>1</i>	0	não	alta (10 l/min)
<i>2</i>	8000	não	alta (10 l/min)
<i>3</i>	8000	não	baixa (2 l/min)
<i>4</i>	8000	sim	baixa (2 l/min)
<i>5</i>	8000	sim	alta (10 l/min)

A primeira técnica de produção foi usada como parâmetro de comparação, já que se trata de uma fundição convencional, ou seja, sem agitação eletromagnética e sem a utilização de refinador de grão.

A utilização da agitação eletromagnética se deu após constatar em trabalhos anteriores do grupo de Tixoconformação do DEF/FEM/UNICAMP (PAES, 2000; dos SANTOS, 2000; ZOQUI, 2002) os seus benefícios referentes à obtenção de estruturas refinadas, proporcionando tamanho de glóbulos primários/grãos bastante inferiores quando comparados com estruturas não agitadas. Vale ressaltar que a agitação eletromagnética promove a ruptura da estrutura em formação, estimulando assim a multiplicação cristalina e sua conseqüente globularização, uma

vez que com a utilização da agitação há o aumento da turbulência do metal no estado semi-sólido, interrompendo o crescimento da estrutura em formação e refinando mais a estrutura.

Em todos os testes em que se utilizou a agitação eletromagnética foi utilizada a maior potência fornecida pelo sistema, ou seja, 8000 W. Já a vazão utilizada para a refrigeração da matriz de solidificação foi testada usando-se os dois extremos possíveis fornecidos pelo sistema de refrigeração, ou seja, uma vazão mínima de 2 l/min de água e uma vazão máxima de 10 l/min.

Após a produção das ligas, foram retiradas duas amostras de cada lingote produzido, ou seja, base e topo do lingote; com dimensões de 25 mm de altura e com 30 mm de diâmetro. As amostras foram então preparadas com auxílio de técnicas metalográficas para a análise morfológica, como descrito no Capítulo 3, item 3.3.1. As amostras dos lingotes foram analisadas microestruturalmente tendo em vista a otimização dos resultados finais, ou seja, a avaliação do menor tamanho de glóbulo primário/grão obtido.

4.2 Caracterização microestrutural

A caracterização microestrutural da liga A356 compreende a caracterização da estrutura da liga fundida (como recebida) como também para as cinco diferentes técnicas de produção, perfazendo-se a contagem do tamanho do espaçamento dendrítico e tamanho de grão. Primeiramente, serão apresentadas as micrografias, via metalografia convencional, e na seqüência as micrografias, via metalografia colorida.

4.2.1 Caracterização microestrutural – metalografia convencional

Neste tópico, são apresentadas as micrografias da liga A356 na condição fundida (como recebida) na Figura 4.1 e na seqüência as Figuras 4.2 e 4.3, respectivamente, apresentam as micrografias das cinco diferentes técnicas de produção. Antes de qualquer caracterização no que

diz respeito ao tamanho do espaçamento dendrítico, o que se observa é que a liga A356 sob a condição fundida (como recebida) possui tamanho de espaçamento dendrítico bem superior quando comparada com as cinco condições analisadas. Na Figura 4.1, onde se apresenta a micrografia da condição fundida (como recebida), o que se nota é uma microestrutura em forma de dendrita grosseira.

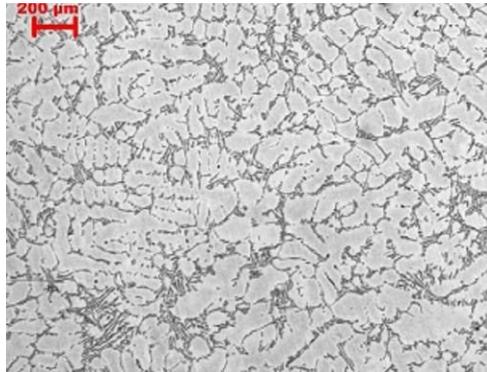
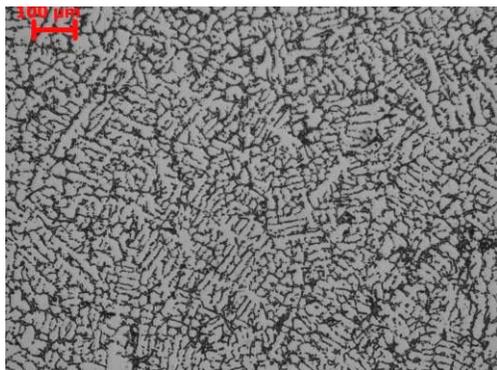


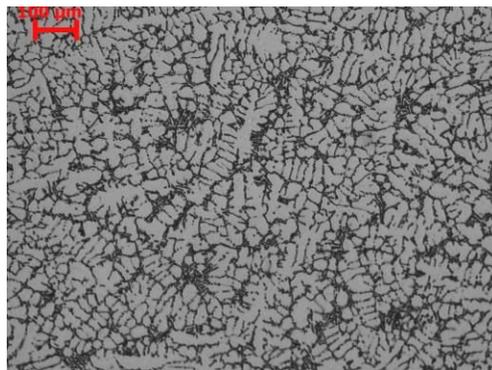
Figura 4.1: Micrografia da liga de alumínio A356 sob a condição fundida (como recebida).
Aumento: 50x.

Nas Figuras 4.2 e 4.3, respectivamente, são apresentadas as micrografias das cinco diferentes técnicas de produção. Pode-se observar nas micrografias que só pelo fato de haver uma solidificação rápida do material devido à refrigeração da matriz de solidificação (lingoteira metálica) como também pelo uso da agitação eletromagnética os tamanhos de espaçamento dendrítico foram bem inferiores quando comparados com o material como recebido (cerca de duas vezes menos), no que diz respeito ao formato da estrutura nota-se uma estrutura dendrítica muito fina. Na Figura 4.3 quando usado o refinador de grão nota-se uma mudança em seu formato, ou seja, o material passa de uma estrutura tipicamente dendrítica para uma estrutura com um formato tendendo ao formato de roseta, ou pelo menos com um engrossamento substancial nos ramos dendríticos. Na Tabela 4.3 são apresentados os tamanhos médios de espaçamento dendrítico para a condição fundida (como recebida) como também para as cinco condições analisadas.

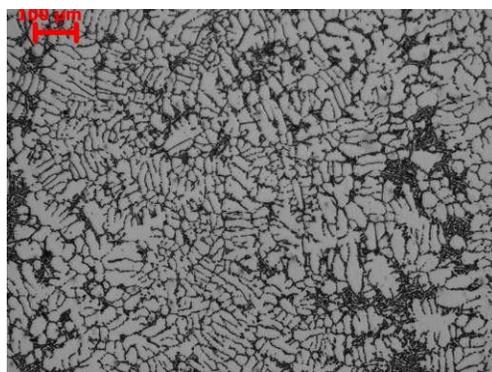
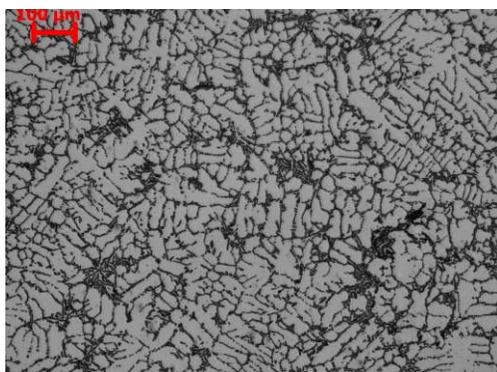
Base do lingote



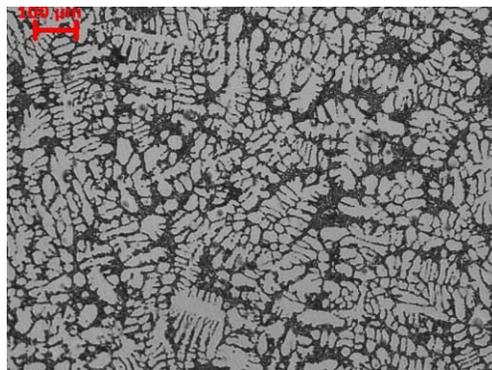
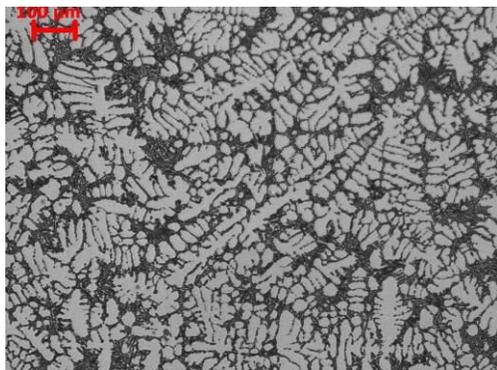
Topo do lingote



Sem agitação eletromagnética - sem refinador de grão - alta vazão (10 l/min)



Com agitação eletromagnética - sem refinador de grão - alta vazão (10 l/min)



Com agitação eletromagnética - sem refinador de grão - baixa vazão (2 l/min)

Figura 4.2: Micrografias das diferentes técnicas de produção, sem refinador de grão.
Aumento: 100x.

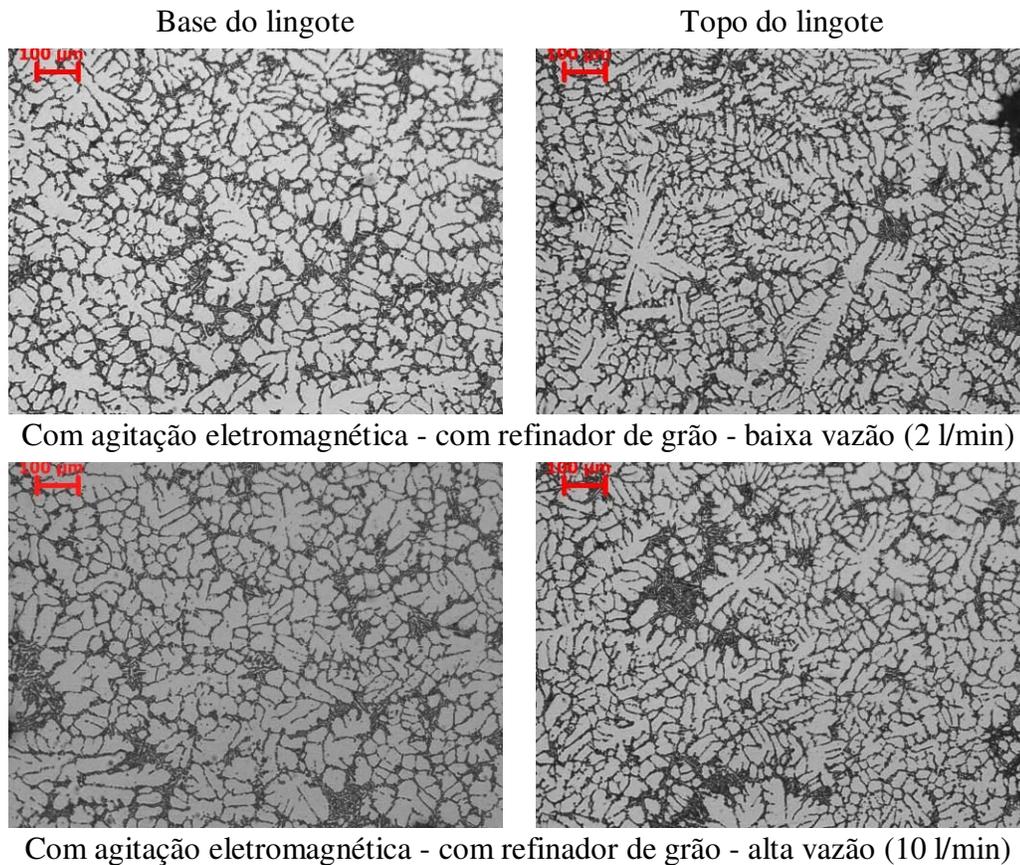


Figura 4.3: Micrografias das diferentes técnicas de produção, com refinador de grão.
Aumento: 100x.

Tabela 4.3: Valores de tamanho médio de espaçamento dendrítico para cada condição analisada.

<i>Técnicas de produção</i>	<i>Tamanho de espaçamento dendrítico (μm) por área</i>		<i>Tamanho médio de espaçamento dendrítico (μm)</i>
Fundida (como recebida)	Meio	$84,6 \pm 10,9$	$84,6 \pm 10,9$
Sem agitação eletromagnética - sem refinador de grão - alta vazão (10 l/min)	Base	$29,3 \pm 3,4$	$30,7 \pm 3,2$
	Topo	$32,1 \pm 3,1$	
Com agitação eletromagnética - sem refinador de grão - alta vazão (10 l/min)	Base	$31,8 \pm 3,4$	$31,1 \pm 3,2$
	Topo	$30,4 \pm 2,9$	
Com agitação eletromagnética - sem refinador de grão - baixa vazão (2 l/min)	Base	$31,3 \pm 3,6$	$31,3 \pm 3,6$
	Topo	$31,3 \pm 3,5$	
Com agitação eletromagnética - com refinador de grão - baixa vazão (2 l/min)	Base	$35,8 \pm 3,1$	$36,3 \pm 3,5$
	Topo	$36,7 \pm 3,9$	
Com agitação eletromagnética - com refinador de grão - alta vazão (10 l/min)	Base	$33,6 \pm 3,4$	$34,5 \pm 3,7$
	Topo	$35,3 \pm 3,9$	

Obs: a amostra analisada da liga A356 sob a condição fundida (como recebida) foi retirada da parte central do lingote de aproximadamente 7kgs.

Como dito anteriormente, nota-se que a condição fundida (como recebida) apresenta valores de tamanhos de espaçamento dendrítico bem superiores quando comparados com as demais condições, mostrando que de fato, as cinco condições analisadas podem ser bem aproveitadas para trabalhos futuros, além de que o uso da agitação eletromagnética é benéfico à redução do tamanho do espaçamento dendrítico. Nota-se que todas as condições analisadas ficaram com tamanhos de espaçamento dendrítico na casa de 30 μm , além de baixíssimos valores de desvios-padrão. Outro fato observado é que não há diferença significativa entre as cinco condições analisadas como também em relação às regiões analisadas (base e topo), ou seja, somente com a caracterização microestrutural, via metalografia colorida, é que se obtêm de fato a melhor condição.

4.2.2 Caracterização microestrutural – metalografia colorida

Neste tópico, são apresentadas as micrografias da liga A356 na condição fundida (como recebida) na Figura 4.4 e na seqüência as Figuras 4.5 e 4.6 apresentam as micrografias das cinco diferentes técnicas de produção. Nota-se que o sistema de análise de imagens utilizando luz polarizada se mostrou eficiente para se determinar os tamanhos de grãos das cinco diferentes técnicas de produção. Quanto à liga A356 sob a condição fundida (como recebida) observa-se que apesar de uma estrutura bastante definida em relação aos grãos, o que se tem de fato é uma microestrutura dendrítica.

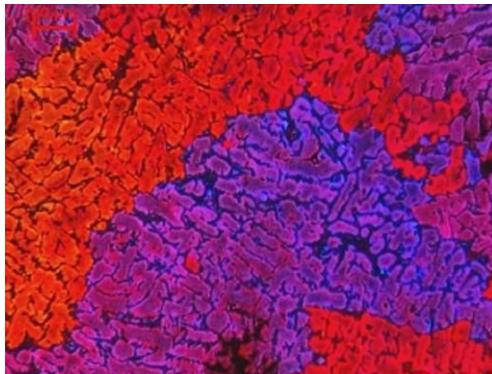
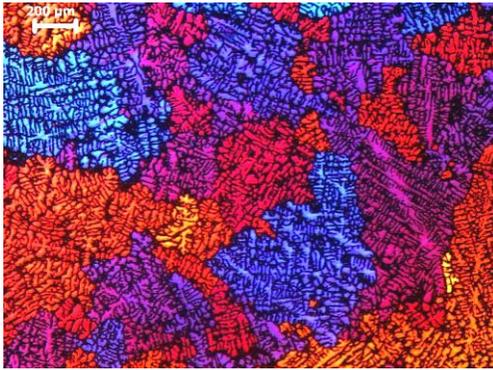
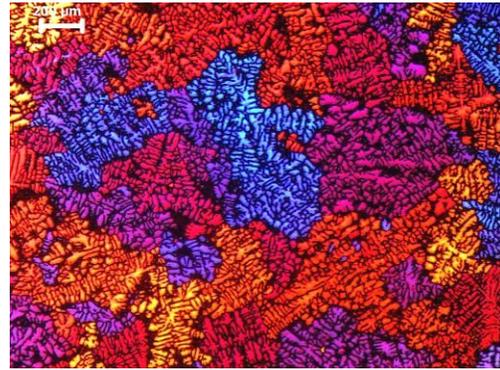


Figura 4.4: Micrografia da liga de alumínio A356 sob a condição fundida (como recebida).
Aumento: 50x.

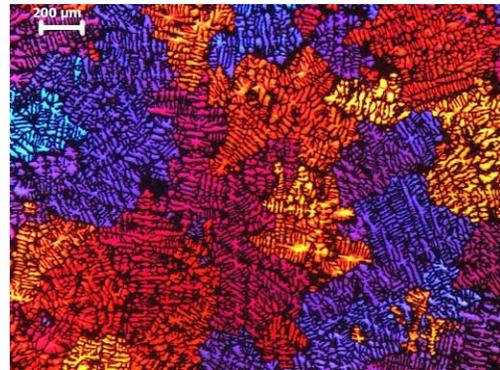
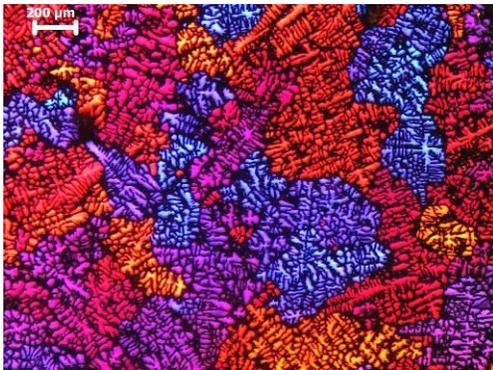
Base do lingote



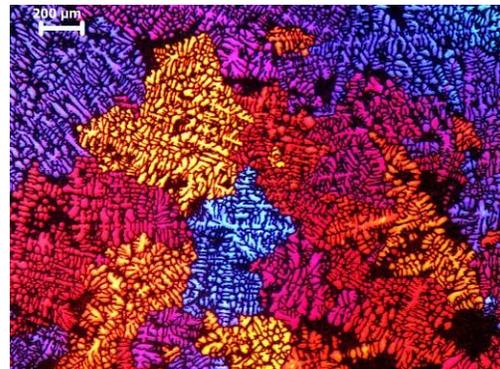
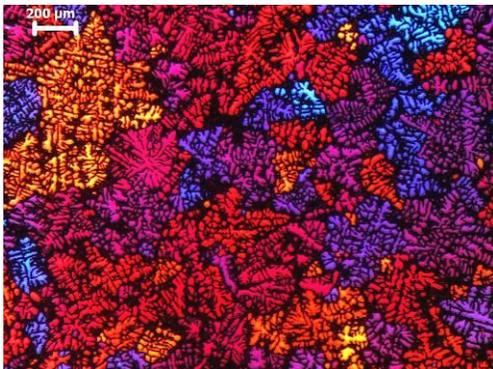
Topo do lingote



Sem agitação eletromagnética - sem refinador de grão - alta vazão (10 l/min)



Com agitação eletromagnética - sem refinador de grão - alta vazão (10 l/min)



Com agitação eletromagnética - sem refinador de grão - baixa vazão (2 l/min)

Figura 4.5: Micrografias das diferentes técnicas de produção, sem refinador de grão.
Aumento: 50x.

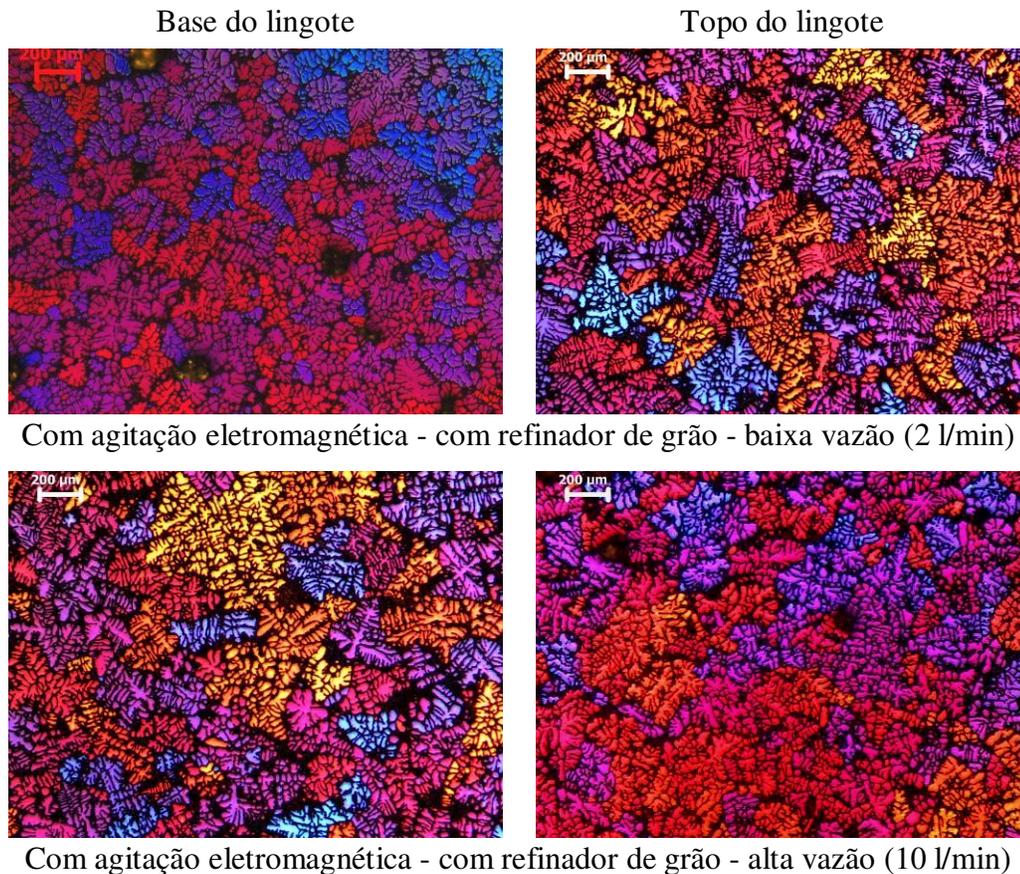


Figura 4.6: Micrografias das diferentes técnicas de produção, com refinador de grão.
Aumento: 50x.

Nas Figuras 4.5 e 4.6, respectivamente, são apresentadas as micrografias das cinco diferentes técnicas de produção. O mesmo fato observado referente às micrografias (metalografia convencional) repete-se novamente nas micrografias (metalografia colorida), que só pelo fato de haver uma solidificação rápida do material devido à refrigeração da matriz de solidificação (lingoteira metálica) houve a redução pela metade dos tamanhos de grãos e com a adição da combinação agitação eletromagnética e técnica de ultra-refino de grão os tamanhos de grãos foram bem inferiores quando comparados com o material como recebido (cerca de três vezes menos), no que diz respeito ao formato da estrutura nota-se uma estrutura dendrítica tendendo a roseta. Na Tabela 4.4 são apresentados os tamanhos de grão para a condição fundida (como recebida) como também para as cinco condições analisadas.

Tabela 4.4: Valores de tamanho de grão para cada condição analisada.

<i>Técnicas de produção</i>	<i>Tamanho de grão (μm) por área</i>		<i>Tamanho médio de grão (μm)</i>
Fundida (como recebida)	Meio	743,2 \pm 258,1	743,2 \pm 258,1
Sem agitação eletromagnética - sem refinador de grão - alta vazão (10 l/min)	Base	444,9 \pm 117,3	457,3 \pm 125,0
	Topo	469,8 \pm 132,7	
Com agitação eletromagnética - sem refinador de grão - alta vazão (10 l/min)	Base	337,9 \pm 101,7	393,7 \pm 154,7
	Topo	449,5 \pm 207,8	
Com agitação eletromagnética - sem refinador de grão - baixa vazão (2 l/min)	Base	329,1 \pm 102,5	367,3 \pm 106,1
	Topo	405,5 \pm 109,6	
Com agitação eletromagnética - com refinador de grão - baixa vazão (2 l/min)	Base	228,4 \pm 44,9	251,6 \pm 52,4
	Topo	274,8 \pm 59,8	
Com agitação eletromagnética - com refinador de grão - alta vazão (10 l/min)	Base	233,2 \pm 56,8	244,1 \pm 52,9
	Topo	255,1 \pm 49,0	

Obs: a amostra analisada da liga A356 sob a condição fundida (como recebida) foi retirada da parte central do lingote de aproximadamente 7kgs.

Nota-se que o uso da agitação eletromagnética e o refinador de grão (Al-5,0wt%Ti-1,0wt%B) são preponderantes aos menores tamanhos de grãos, chegando a quase três vezes menos quando comparado com o tamanho de grão da condição fundida (como recebida). Nota-se ainda que não há diferença significativa de tamanho de grão nas duas últimas condições, quando se observa a base e o topo do lingote, concluindo que o tamanho de grão dos lingotes permanece praticamente constante. Por fim, conclui-se que a melhor técnica de produção a ser utilizada na seqüência do trabalho é a combinação de agitação eletromagnética e técnica de ultra-refino de grão com alta vazão (10 l/min).

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste capítulo serão apresentados e discutidos os resultados experimentais obtidos para as etapas de produção das ligas de interesse, 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.

5.1 Produção das ligas

Com as cinco ligas fundidas, de acordo com os procedimentos descritos no Capítulo 3, item 3.1, foram retiradas amostras para a verificação da composição química em um equipamento de espectrometria de emissão óptica, modelo *Bill-Oes*. Os resultados obtidos encontram-se na Tabela 5.1. Devido aos erros inerentes aos processos de pesagem, fundição e análise química, assumiu-se uma tolerância (conservadora) de $\pm 0,50\text{wt}\%$ para o Si e $\pm 0,20\text{wt}\%$ para o Cu.

Tabela 5.1: Composição química das ligas conforme análise de espectrometria de emissão óptica.

<i>Ligas</i>	<i>Composição química (wt% peso)</i>							
	<i>Si</i>	<i>Cu</i>	<i>Mg</i>	<i>Ti</i>	<i>Fe</i>	<i>B</i>	<i>Mn</i>	<i>Al</i>
<i>Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu</i>	2,16	2,62	0,08	0,16	0,11	0,002	0,01	Balanço
<i>Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu</i>	3,00	2,54	0,12	0,15	0,13	0,002	0,01	Balanço
<i>Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu</i>	3,84	2,54	0,18	0,15	0,14	0,002	0,01	Balanço
<i>Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu</i>	4,92	2,44	0,22	0,14	0,17	0,002	0,01	Balanço
<i>Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu</i>	7,18	2,48	0,34	0,18	0,18	0,004	0,01	Balanço

Dessa forma, todas as ligas produzidas estão de acordo com as especificações determinadas para o estudo em termos de composição química. A principal dificuldade encontrada nesta etapa do trabalho foi manter o teor de Cu de acordo com as especificações previamente estabelecidas para cada liga estudada. Por isso foi adicionado cerca de 10% mais que o previsto para o balanço

de massa do Cu cp; dessa forma, foi possível a obtenção das composições esperadas dentro de tolerâncias bastante aceitáveis para um processo de fundição.

5.2 Avaliação das temperaturas de trabalho

As análises empregadas nesta etapa do trabalho visam à 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[®]. A determinação das temperaturas via DSC foi realizada com duas taxas de aquecimento, 5°C e 20°C por minuto, até 700°C e resfriamento até temperatura ambiente com taxa de resfriamento análoga.

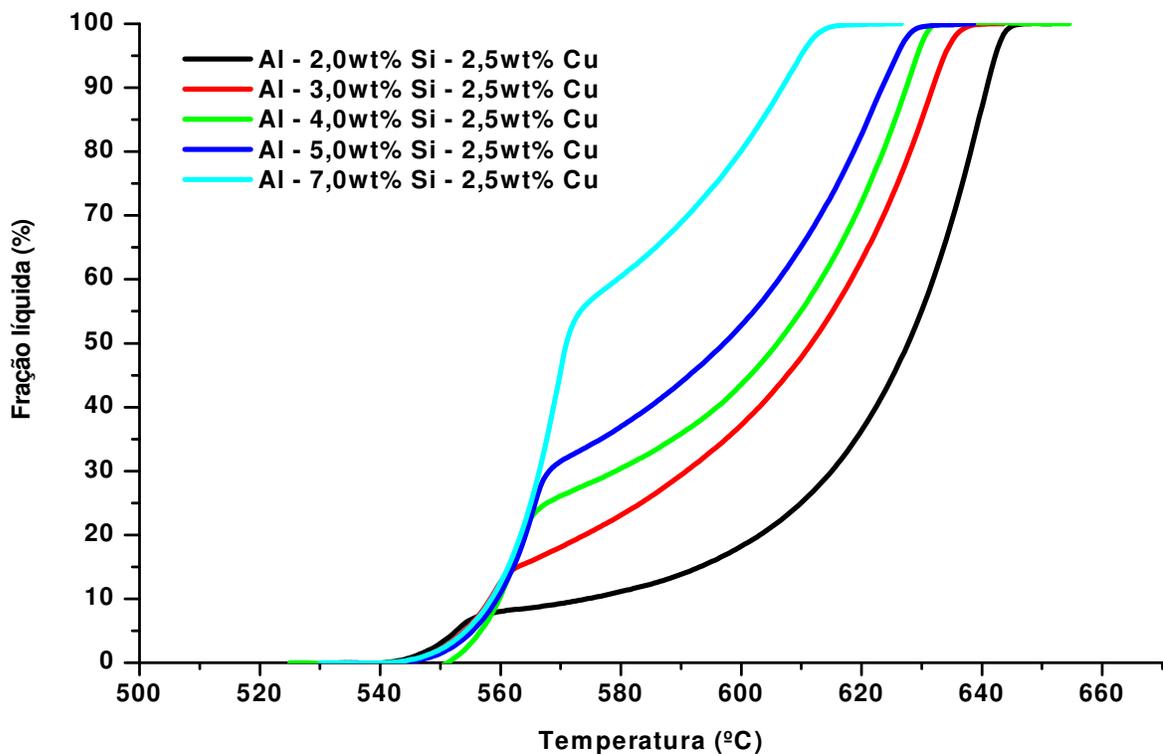


Figura 5.1: Curvas da fração líquida *versus* temperatura para as ligas Al-Xwt%Si-2,5wt%Cu, obtida via ensaio de DSC com taxa de aquecimento de 5°C/min.

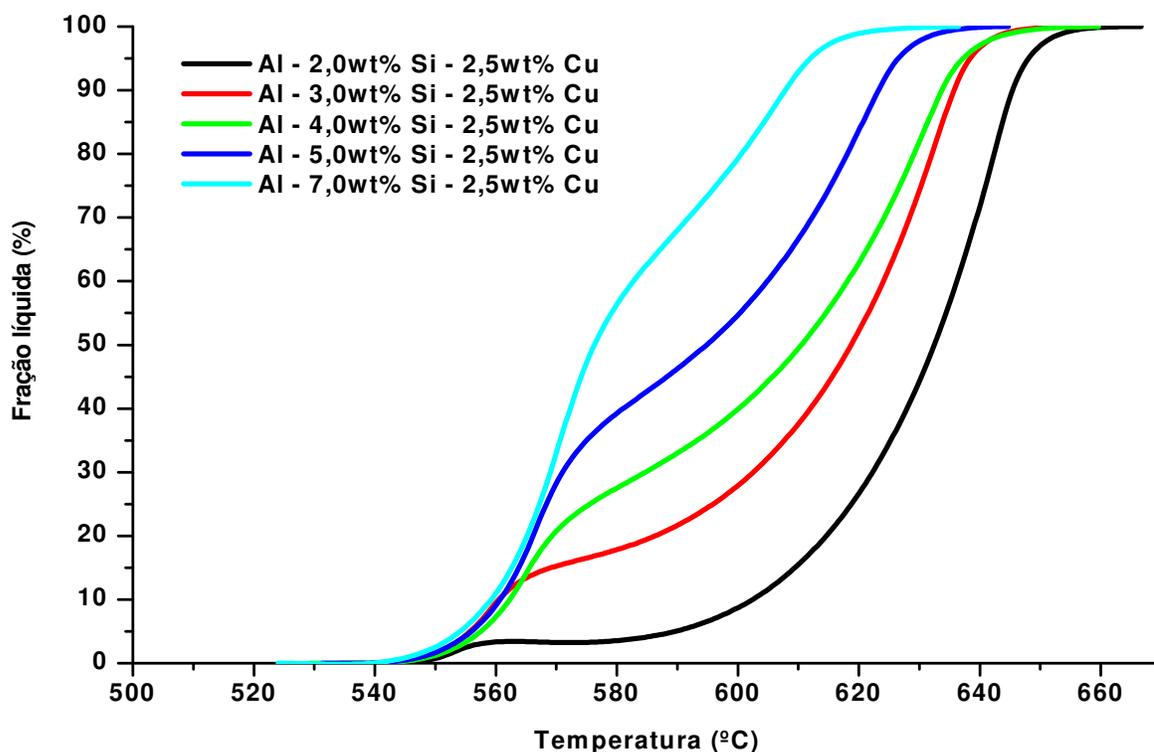


Figura 5.2: Curvas da fração líquida *versus* temperatura para as ligas Al-Xwt%Si-2,5wt%Cu, obtida via ensaio de DSC com taxa de aquecimento de 20°C/min.

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 nas Figuras 5.1 e 5.2. As curvas de DSC originárias dos ensaios para cada uma das ligas podem ser encontradas no Anexo C. Com auxílio das Figuras, pôde-se determinar graficamente a temperatura *solidus*, 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. Todas as temperaturas podem ser encontradas nas Tabelas 5.2 e 5.3; observa-se que a taxa de aquecimento de 20°C por minuto apresenta temperaturas de trabalho maiores para todas as ligas, isso se deve pela maior velocidade da rampa de aquecimento.

Na Figura 5.3 encontram-se as curvas de fração líquida *versus* temperatura, estimadas pelo *software* Thermo-Calc[®] para cada uma das ligas.

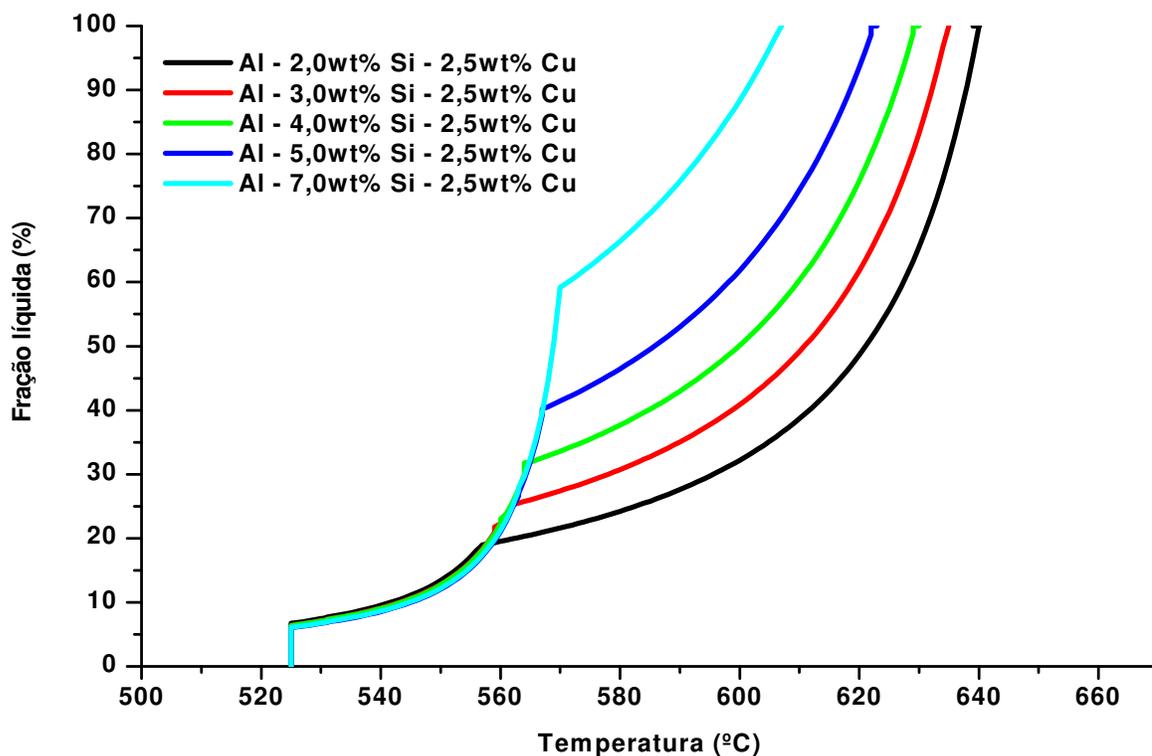


Figura 5.3: Curvas da fração líquida *versus* temperatura para as ligas Al-Xwt%Si-2,5wt%Cu, estimada pelo *software* Thermo-Calc[®].

Nas simulações com o *software* Thermo-Calc[®], os dados fornecidos foram as curvas de fração líquida *versus* temperatura para cada liga estudada, partindo-se, conforme descrito anteriormente no Capítulo 3, item 3.2, 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 as temperaturas correspondentes às frações sólidas de 45% e 60%, além da temperatura *liquidus* para cada liga estudada.

Tabela 5.2: Temperaturas *solidus* e temperaturas *liquidus*, obtidas via ensaio de DSC e simulações no *software* Thermo-Calc[®].

<i>Ligas</i>	<i>Temperatura solidus (°C)</i>			<i>Temperatura liquidus (°C)</i>		
	<i>DSC 5°C/min</i>	<i>DSC 20°C/min</i>	<i>Thermo-Calc[®]</i>	<i>DSC 5°C/min</i>	<i>DSC 20°C/min</i>	<i>Thermo-Calc[®]</i>
<i>Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu</i>	541	545	525	651	666	639
<i>Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu</i>	542	543	525	643	657	633
<i>Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu</i>	551	541	525	654	659	627
<i>Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu</i>	544	541	525	638	644	620
<i>Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu</i>	542	541	525	626	636	606

Tabela 5.3: Temperaturas equivalentes às frações sólidas de 45% e 60%, obtidas via ensaio de DSC e simulações no *software* Thermo-Calc[®].

<i>Ligas</i>	<i>Temperatura fs = 45% (°C)</i>			<i>Temperatura fs = 60% (°C)</i>		
	<i>DSC 5°C/min</i>	<i>DSC 20°C/min</i>	<i>Thermo-Calc[®]</i>	<i>DSC 5°C/min</i>	<i>DSC 20°C/min</i>	<i>Thermo-Calc[®]</i>
<i>Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu</i>	630	634	624	622	628	612
<i>Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu</i>	615	621	615	603	612	599
<i>Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu</i>	610	614	605	596	600	584
<i>Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu</i>	602	600	593	585	581	567
<i>Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu</i>	573	579	570	569	572	565

Para efeito de comparação de comportamento, nota-se que as temperaturas para a fração sólida de 45% sempre ocorrerão na faixa de transformação da fase primária, mas para a fração sólida de 60% nem sempre isso será possível, como no caso da liga Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu, o que poderá acarretar para este caso, dificuldades no controle do processo. Note-se que após a fusão do eutético há uma diminuição da inclinação da curva “fração líquida *versus* temperatura”, ou seja, variações na temperatura não causarão grandes variações nas frações sólidas, o que é fundamental para o controle do processo. Pode-se verificar que cada uma das caracterizações forneceu temperaturas bastante diferentes para as frações sólidas de 45% e 60%. Os ensaios de DSC (utilizando taxas de aquecimentos diferentes, 5°C e 20°C por minuto) apresentaram temperaturas superiores às encontradas para as simulações através do *software* Thermo-Calc[®] para todas as ligas, chegando a uma diferença de 10°C para a condição de 45% de fração sólida

para a liga Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu e para a condição de 60% de fração sólida a maior diferença se deu para a liga Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu com 18°C.

Todas as temperaturas encontradas foram testadas no tratamento térmico de globularização na condição de 45% de fração sólida, com a intenção de se determinar quais seriam as melhores temperaturas para cada liga; utilizando as temperaturas obtidas através dos ensaios de DSC, as amostras se fundiram principalmente quando utilizadas as temperaturas decorrentes dos ensaios com taxa de aquecimento mais alta (20°C por minuto) causando sua exclusão automática. Utilizando as temperaturas obtidas através das simulações via *software* Thermo-Calc[®], as amostras mostraram-se coerentes durante os testes do tratamento térmico de globularização, sendo então adotadas como temperaturas de trabalho para as condições de ensaio estipuladas neste trabalho. O diagrama de fases da liga Al-Xwt%Si-2,5wt%Cu, onde se pode prever a microestrutura do material em função da temperatura e da composição química pode ser encontrado no Anexo D.

5.3 Caracterização microestrutural

De posse das temperaturas correspondentes às frações sólidas de 45% e 60%, que objetiva a estabilidade do material a altas temperaturas, deu-se início a execução dos tratamentos térmicos de globularização, conforme descrito anteriormente no Capítulo 3, item 3.3. Após o término dos tratamentos, as amostras foram preparadas com auxílio de técnicas metalográficas para a análise morfológica (Capítulo 3, item 3.3.1). As caracterizações microestruturais compreendem a caracterização das estruturas das ligas fundidas e das tratadas termicamente nas 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 de fator de forma (*SF*) e cálculos do *RQI* (índice de qualidade do material refundido). Primeiramente, serão apresentadas as micrografias, via metalografia convencional, e na seqüência são apresentadas as micrografias, via metalografia colorida.

5.3.1 Caracterização microestrutural – metalografia convencional

Neste tópico, são apresentadas as micrografias das ligas Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu e Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu sob a condição fundida na Figura 5.4 e na seqüência, da Figura 5.5 até a Figura 5.9 são apresentadas as micrografias das ligas tratadas para 45% e 60% de fração sólida nos tempos de 0s, 30s, 90s e 210s, respectivamente.

Analisando as microestruturas das ligas sob a condição fundida na Figura 5.4, o que se nota é uma microestrutura globular para as ligas Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu a liga Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu apresenta uma microestrutura praticamente globular já a liga Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu apresenta uma microestrutura em forma de roseta (considera-se a microestrutura formada com morfologia de roseta como a intermediária entre uma dendrítica e outra globular) e com partículas de Si eutético bastante pronunciadas. Esse fato pode ser explicado pela gradativa ação inibidora que os maiores teores de silício presentes nas ligas exercem sobre o efeito refinador da liga inoculante Al-5,0wt%Ti-1,0wt%B. Em geral, o aumento dos teores de silício nas ligas parece ter influenciado a formação em maior número das partículas de Si eutético.

Também se nota de forma qualitativa que à medida que se elevou a porcentagem de silício (Si) de 2,0wt%Si para 7,0wt%Si, houve um aumento no tamanho dos glóbulos primários. Essas variações na microestrutura das ligas são comprovadas nas teorias apresentadas no Item 2.6.1.2 deste trabalho, que se refere ao refino em ligas de Al, como também nos trabalhos de Lee (1999) e Paes (2004).

Nota-se que as ligas fundidas apresentaram menor tamanho de glóbulo em comparação com as ligas tratadas termicamente, devido ao refino de grão e ao forte campo eletromagnético que gerou fortes correntes convectivas durante o processo de solidificação, tornando-as globulares. Ademais este fenômeno já era esperado devido a ausência de reaquecimento da liga a seu estado semi-sólido e conseqüente não globularização da fase primária, que tem como contrapartida os fenômenos de coalescência.

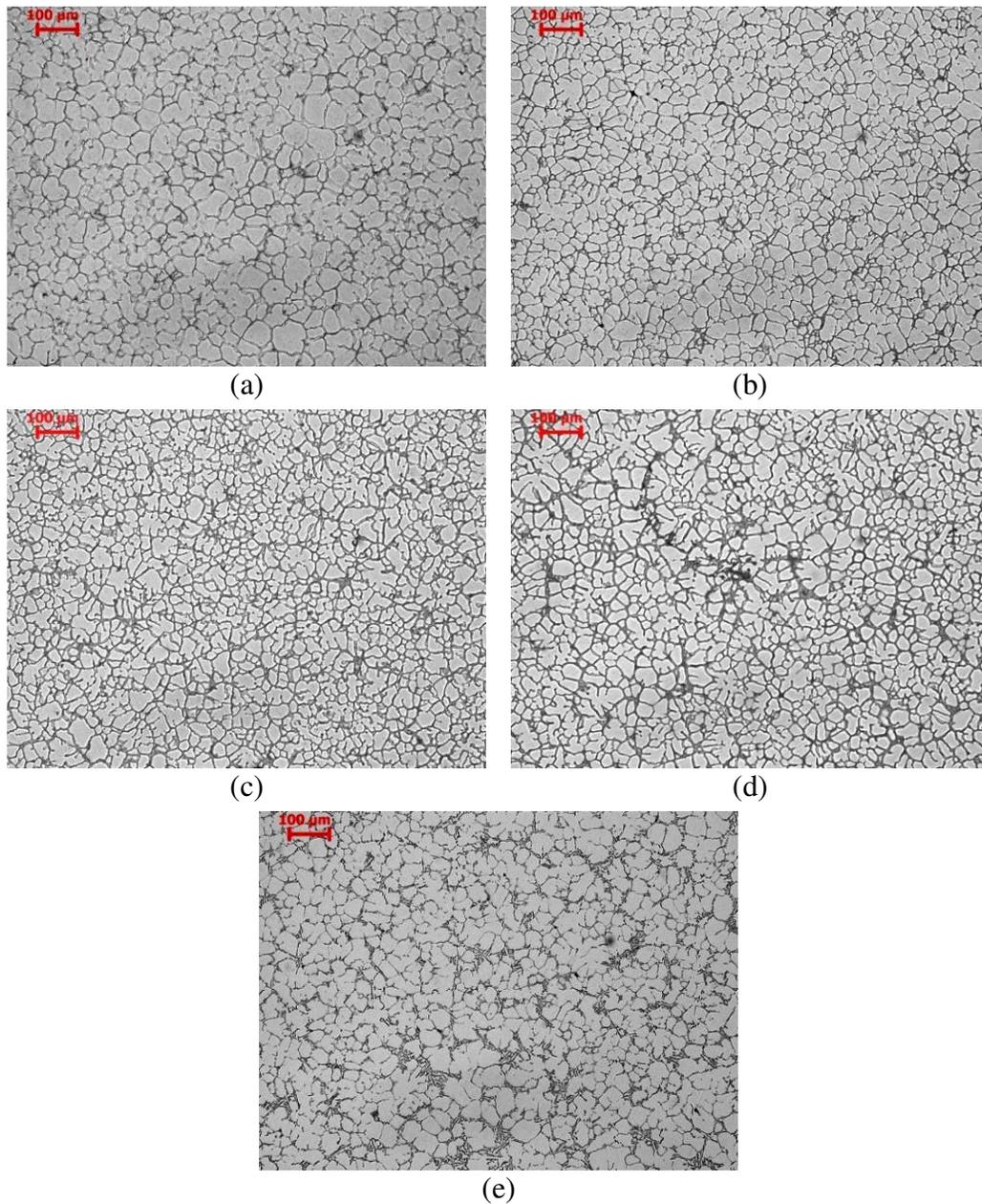


Figura 5.4: Micrografias das ligas fundidas: (a) Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu; (b) Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu; (c) Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu; (d) Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu; (e) Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu. Aumento: 100x.

Na seqüência, da Figura 5.5 até a Figura 5.9 são apresentadas as micrografias das ligas tratadas para 45% e 60% de fração sólida nos tempos do tratamento de globularização de 0s, 30s, 90s e 210s, respectivamente.

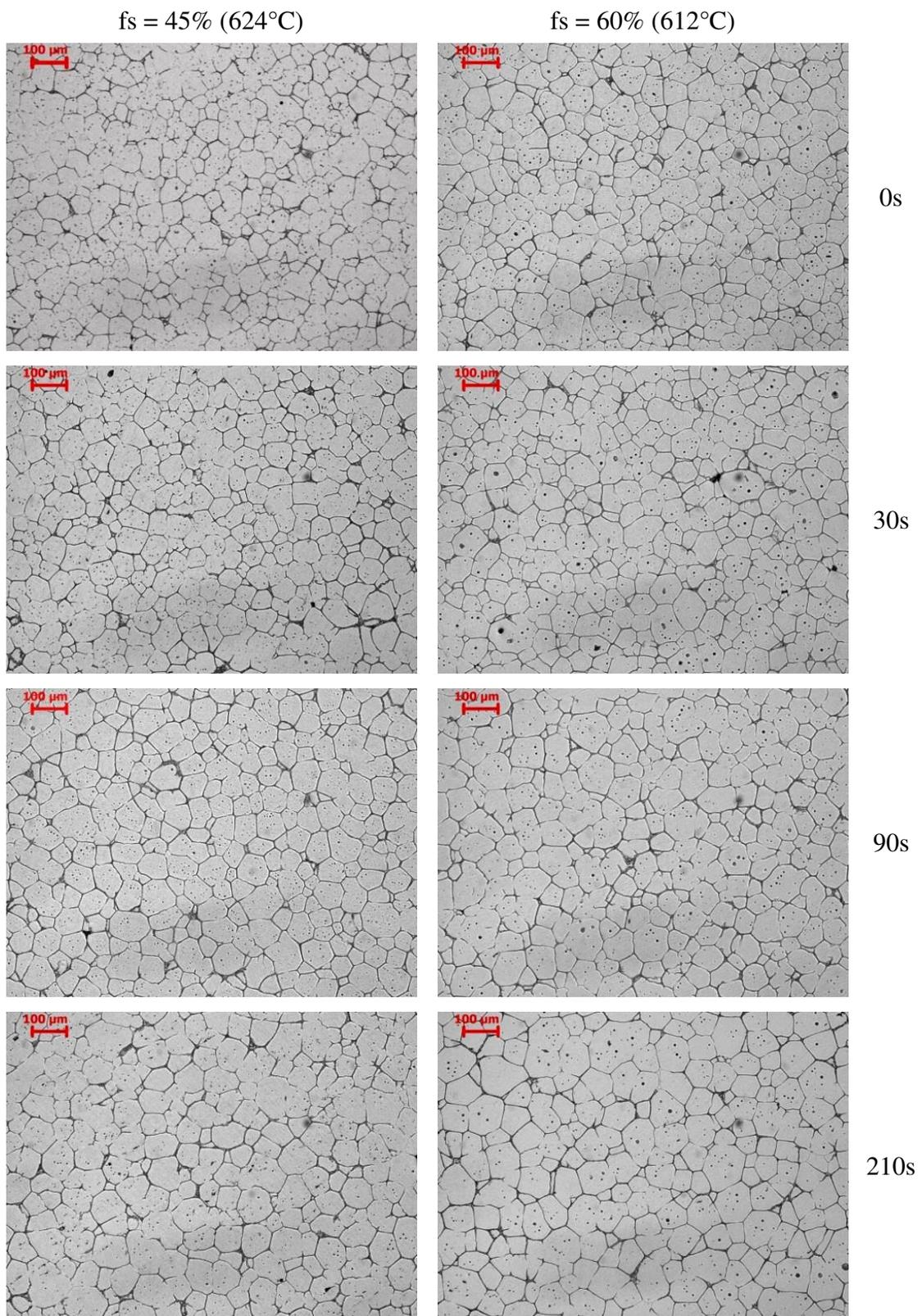


Figura 5.5: Micrografias da liga Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu tratada termicamente para 45% e 60% de fração sólida nos tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s. Aumento: 100x.

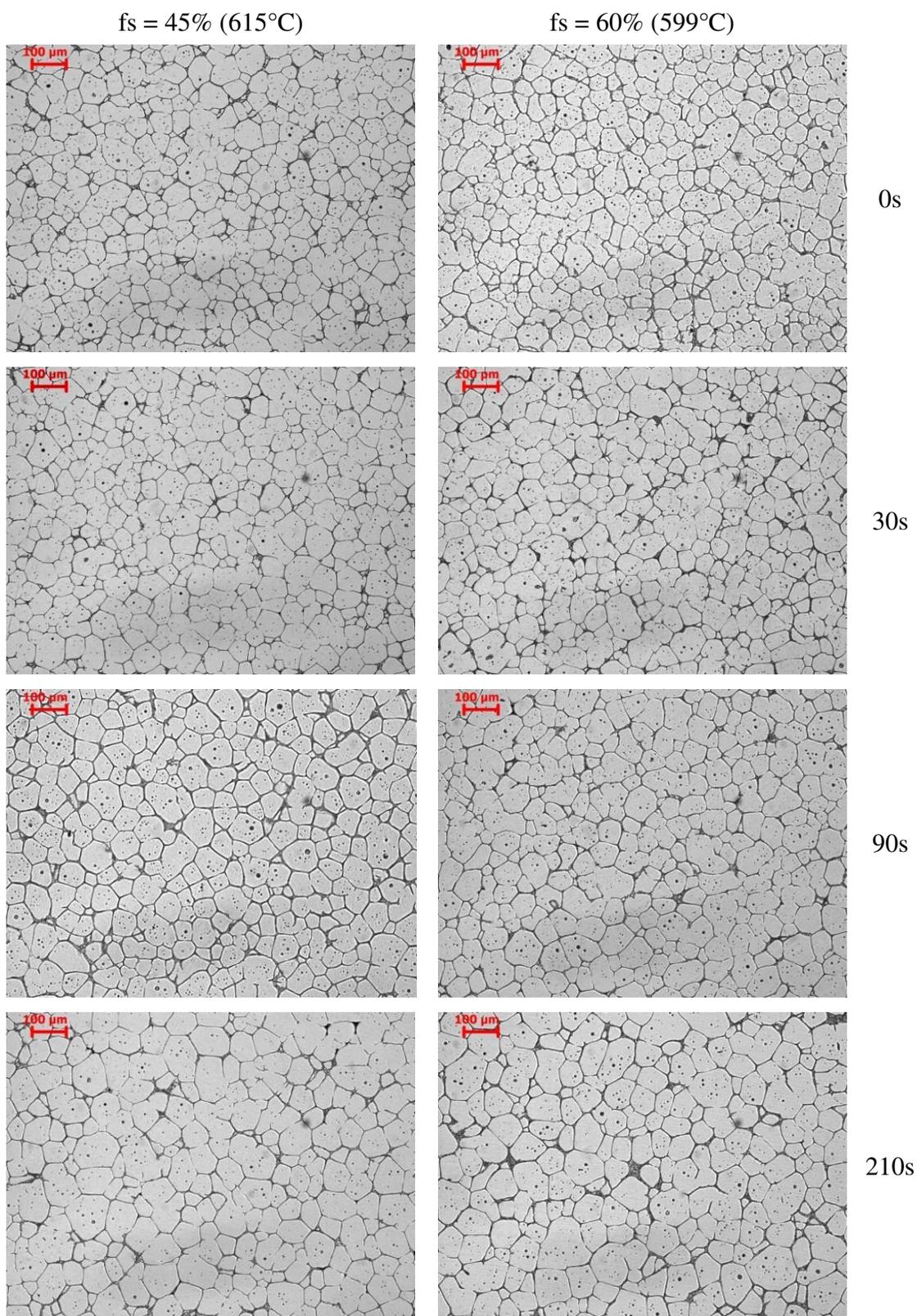


Figura 5.6: Micrografias da liga Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu tratada termicamente para 45% e 60% de fração sólida nos tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s. Aumento: 100x.

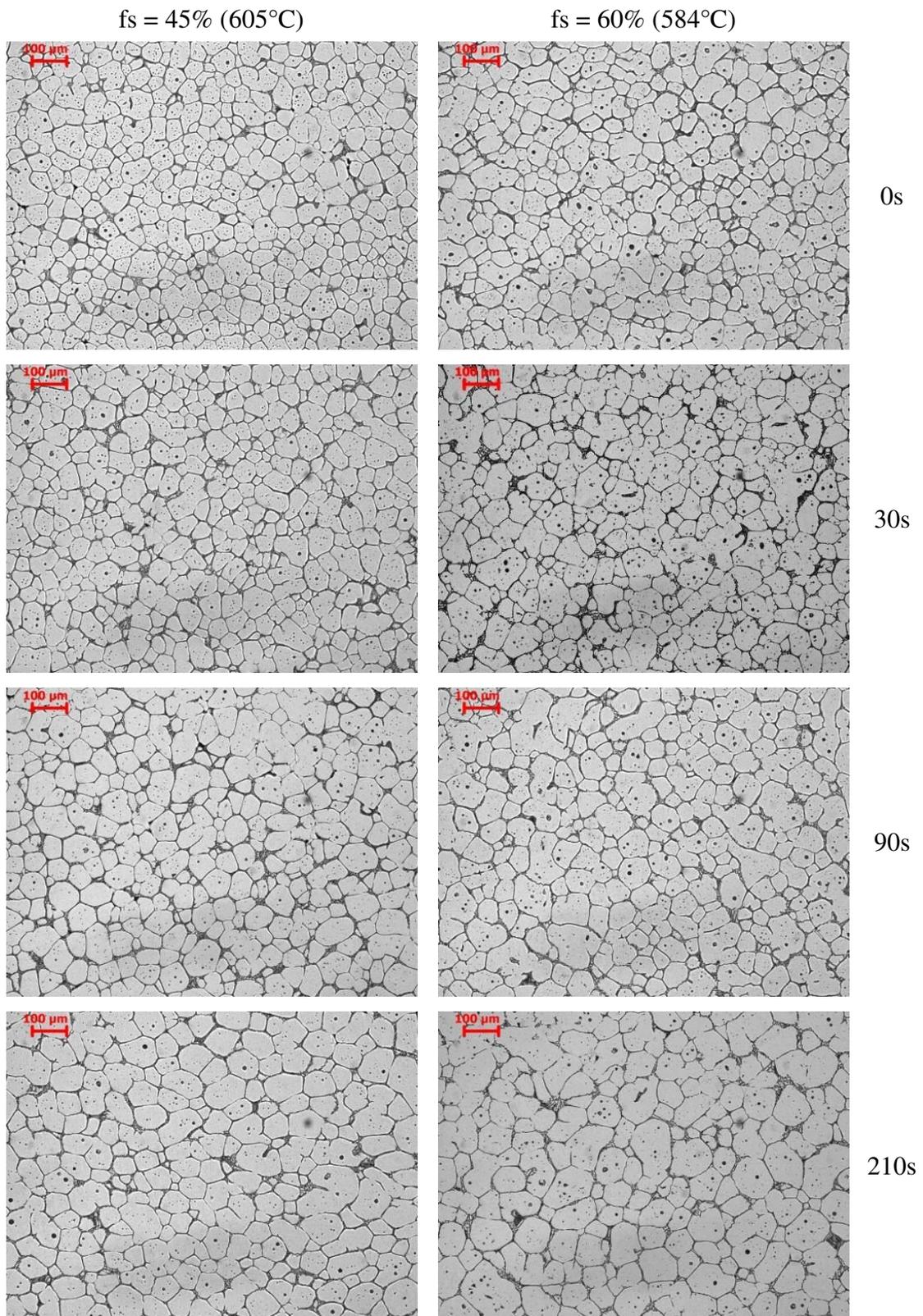


Figura 5.7: Micrografias da liga Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu tratada termicamente para 45% e 60% de fração sólida nos tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s. Aumento: 100x.

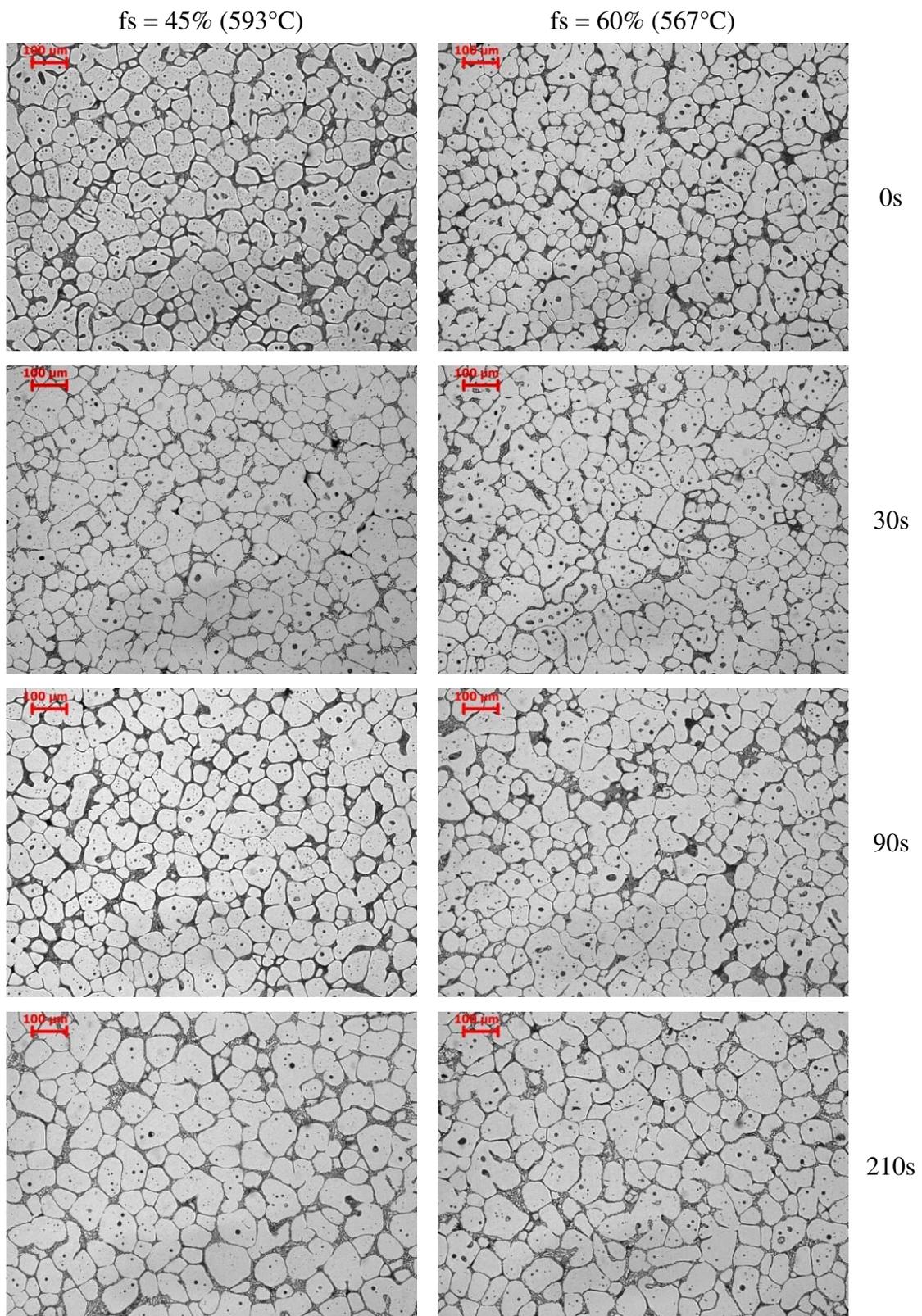


Figura 5.8: Micrografias da liga Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu tratada termicamente para 45% e 60% de fração sólida nos tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s. Aumento: 100x.

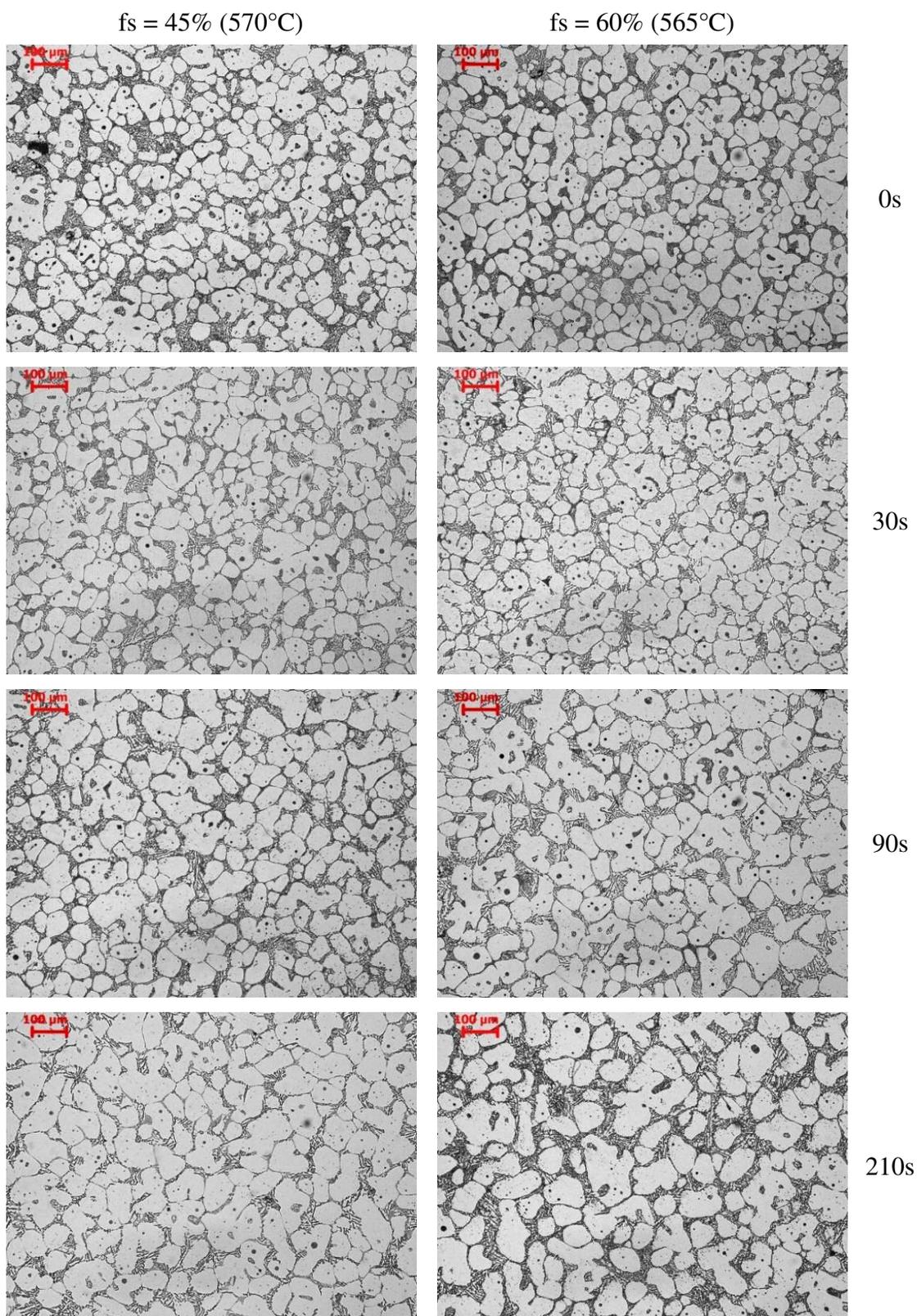


Figura 5.9: Micrografias da liga Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu tratada termicamente para 45% e 60% de fração sólida nos tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s. Aumento: 100x.

Analisando-se qualitativamente as Figuras 5.5 até 5.9, que possuem as microestruturas das ligas Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu e Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu nota-se 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, como também um sensível aumento em seu tamanho e grau de esfericidade no decorrer da evolução morfológica das mesmas; outro fato observado é o aumento do tamanho de glóbulo na medida em que se aumenta o teor de silício na liga. Nota-se em todas as ligas a presença de pequenos precipitados distribuídos finamente na matriz de alumínio. Mas à medida que o teor de silício aumenta a presença destes precipitados diminuem.

Benatti (2008) analisou ligas Al-Xwt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg, com variações de 1,0wt%Si a 7,0wt%Si, utilizando técnicas de ultra-refino de grão e observou que ao se aumentar o teor de silício nas ligas, as mesmas apresentavam a formação de estruturas dendríticas, principalmente para a liga Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg, mesmo para tempos de tratamento longos. Neste trabalho analisando praticamente a mesma liga Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu, observa-se que utilizando a técnica de ultra-refino com o acréscimo da agitação eletromagnética a estrutura da liga permanece praticamente globular mesmo para o menor tempo de tratamento, ou seja, 0s.

De forma visual não foi observado a presença de líquido retido no interior dos glóbulos, a não ser para certos casos, como para altos tempos de tratamento, principalmente para as ligas Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu e Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu com fração sólida de 60%. Com isso tem-se que a presença de maior porcentagem de sólido a alta temperatura favoreceu, neste caso, os mecanismos de coalescência.

Na Tabela 5.4 são apresentados os tamanhos médios de glóbulo primário e os valores do fator de forma (SF) para as ligas estudadas, lembrando que o fator de forma adotado neste trabalho foi o parâmetro de circularidade, sendo que quanto mais próximo de “1”, mais globular é a estrutura, conforme Equação 2.2 do item 2.5.1, Capítulo 2, como também os valores referentes à porosidade das ligas. Observa-se baixos valores de desvios-padrão encontrados para todas as ligas estudadas, isso se deve pela homogeneidade das mesmas.

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 todas as ligas. Além, de a maior fração sólida proporcionar tamanhos de glóbulos primários maiores, nota-se que há o aumento do mesmo no decorrer dos tratamentos térmicos, ou seja, de 0s a 210s, demonstrando claramente os efeitos de coalescência e *Ostwald ripening*, ambos dependentes do tempo de permanência da liga à temperatura de tratamento térmico.

O valor do fator de forma (*SF*) indica o quanto à estrutura é globular (circular). Pode-se notar de uma maneira geral, que as estruturas das ligas Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu e Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu são globulares, tendo em sua grande maioria valores na casa de 0,50 a 0,60; nota-se que os maiores valores se deram para as frações sólidas de 60%. Pelas micrografias, pode-se notar que a liga Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu possui uma morfologia globular irregular, e por isso apresentou valores mais baixos quando comparados com as outras ligas estudadas principalmente para a fração sólida de 45%.

Tabela 5.4: Valores de tamanho médio de glóbulo primário, fator de forma e porosidade para cada condição de ensaio proposta.

<i>Ligas</i>	<i>Fração sólida (%)</i>	<i>Tempo de tratamento (s)</i>	<i>Tamanho de glóbulo primário</i>	<i>Fator de forma (SF)</i>	<i>Porosidade (%)</i>
<i>Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu</i>	Fundida		37 ± 2	0,40 ± 0,16	5,2
	45	0	44 ± 3	0,59 ± 0,17	3,8
		30	46 ± 3	0,59 ± 0,17	3,4
		90	50 ± 5	0,62 ± 0,15	3,5
		210	57 ± 5	0,58 ± 0,15	3,3
	60	0	49 ± 4	0,55 ± 0,18	3,7
		30	51 ± 5	0,63 ± 0,17	3,1
		90	59 ± 5	0,67 ± 0,15	3,5
		210	62 ± 6	0,59 ± 0,16	3,7
	<i>Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu</i>	Fundida		34 ± 3	0,38 ± 0,18
45		0	45 ± 5	0,58 ± 0,17	3,5
		30	49 ± 4	0,54 ± 0,17	3,4
		90	56 ± 6	0,60 ± 0,18	3,1
		210	63 ± 6	0,60 ± 0,17	3,3
60		0	47 ± 5	0,53 ± 0,17	3,9

		30	50 ± 5	$0,60 \pm 0,18$	3,6
		90	57 ± 8	$0,58 \pm 0,17$	3,6
		210	66 ± 7	$0,62 \pm 0,16$	3,2
	Fundida		35 ± 3	$0,43 \pm 0,19$	5,1
<i>Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu</i>	45	0	45 ± 4	$0,55 \pm 0,18$	3,0
		30	51 ± 5	$0,48 \pm 0,18$	3,0
		90	55 ± 5	$0,63 \pm 0,17$	3,7
		210	66 ± 9	$0,56 \pm 0,17$	3,9
	60	0	49 ± 4	$0,52 \pm 0,17$	3,6
		30	58 ± 4	$0,52 \pm 0,17$	3,5
		90	62 ± 6	$0,54 \pm 0,17$	3,8
		210	71 ± 9	$0,57 \pm 0,15$	3,7
	Fundida		37 ± 7	$0,40 \pm 0,19$	5,9
<i>Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu</i>	45	0	56 ± 6	$0,59 \pm 0,18$	3,0
		30	60 ± 6	$0,50 \pm 0,16$	3,3
		90	64 ± 7	$0,62 \pm 0,17$	3,2
		210	74 ± 8	$0,55 \pm 0,19$	3,8
	60	0	58 ± 7	$0,49 \pm 0,20$	3,5
		30	58 ± 6	$0,56 \pm 0,20$	3,4
		90	65 ± 8	$0,57 \pm 0,18$	3,2
		210	74 ± 8	$0,59 \pm 0,16$	3,3
	Fundida		42 ± 5	$0,42 \pm 0,18$	6,1
<i>Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu</i>	45	0	61 ± 10	$0,51 \pm 0,20$	4,9
		30	64 ± 9	$0,53 \pm 0,19$	4,0
		90	75 ± 13	$0,49 \pm 0,17$	4,3
		210	86 ± 9	$0,47 \pm 0,16$	4,3
	60	0	68 ± 10	$0,54 \pm 0,17$	4,8
		30	70 ± 9	$0,50 \pm 0,18$	4,2
		90	79 ± 11	$0,49 \pm 0,18$	4,3
		210	86 ± 15	$0,51 \pm 0,18$	4,4

Pode-se observar através da Tabela 5.4, que não há alteração morfológica significativa entre as amostras fundidas das ligas estudadas. Como dito anteriormente, a evolução morfológica para o tratamento à faixa semi-sólida é evidente. Conclui-se, portanto, que com um maior tempo de tratamento, as partículas primárias tendem à forma globular, isto se deve principalmente aos mecanismos de *Ostwald ripening* e de coalescência.

Como Zoqui e Paes (2001, 2004) haviam constatado anteriormente, quanto menor o tamanho de glóbulo/grão da estrutura a ser submetida ao tratamento, melhor será o efeito de globularização, isto pode ser comprovado pelos maiores valores de circularidade das amostras.

Partindo do planejamento fatorial apresentado durante todo o Capítulo 3, com auxílio do *software* Minitab® 16, desenvolveu-se uma análise gráfica dos efeitos principais entre as variáveis de influência pré-determinadas (teor de silício, fração sólida e tempo de tratamento térmico), e as variáveis de resposta estipuladas, a saber, tamanho de glóbulo primário e fator de forma. A Figura 5.10 apresenta os efeitos principais das variáveis de influência sobre o tamanho médio dos glóbulos primários, enquanto a Figura 5.11 mostra os efeitos principais destas sobre o fator de forma.

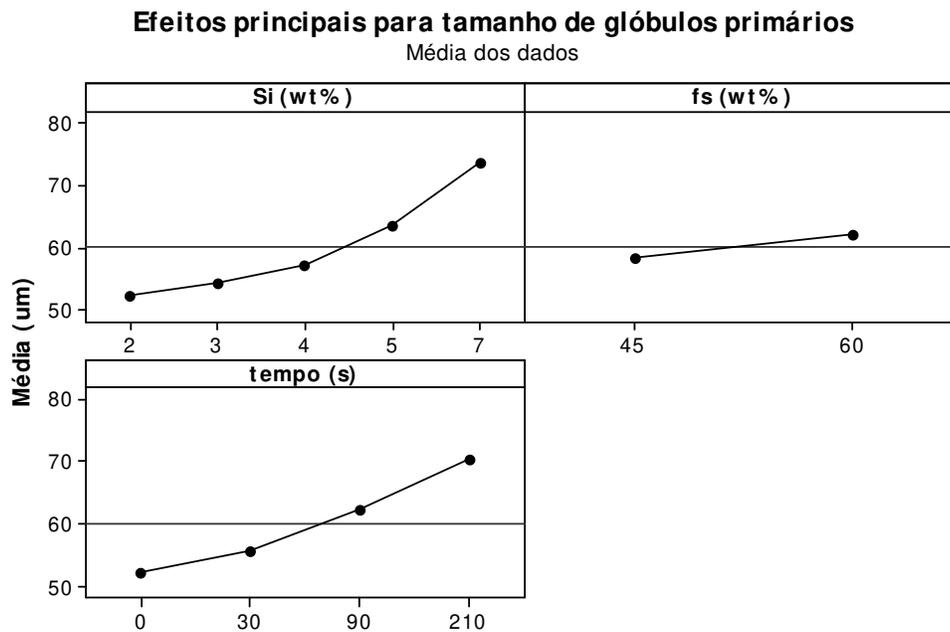


Figura 5.10: Gráficos dos efeitos principais das variáveis de influência sobre o tamanho médio dos glóbulos primários, obtidos através do *software* Minitab® 16.

A Figura 5.10 mostra que os aumentos do tamanho de glóbulo primário são principalmente afetados pelos teores de silício, de forma que estes crescem consideravelmente conforme se aumenta o teor de silício nas ligas, consoante já explicado, pelo gradativo efeito inibidor que o silício exerce sobre o refinador de grãos Al-5,0wt%Ti-1,0wt%B. Porém, existe também a influência tanto do tempo de tratamento térmico praticado como da fração sólida, sendo que ambas as variáveis de influência apresentam clara tendência de propiciar o aumento do tamanho

de glóbulos primários das ligas; ficando claro os efeitos de coalescência e *Ostwald ripening* no aumento do tamanho de glóbulos primários, ambos dependentes do tempo de permanência da liga à temperatura de tratamento térmico.

A Figura 5.11 mostra que o fator de forma é significativamente afetado pelo teor de silício das ligas, porém não sofreu alterações em decorrência do aumento da fração sólida; os tempos de tratamento térmico implicaram em ligeiro avanço da circularidade das amostras. A queda do fator de forma da liga Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu ocorreu devido a sua morfologia globular irregular, conforme pode ser vista na Figura 5.9. Já para as ligas com teores entre Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu e Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu, a baixíssima fração de eutético presente na microestrutura gerou muitas interconexões entre os glóbulos primários, o que elevou a circularidade para patamares da ordem de 0,60 e apresentando uma morfologia bastante globular.

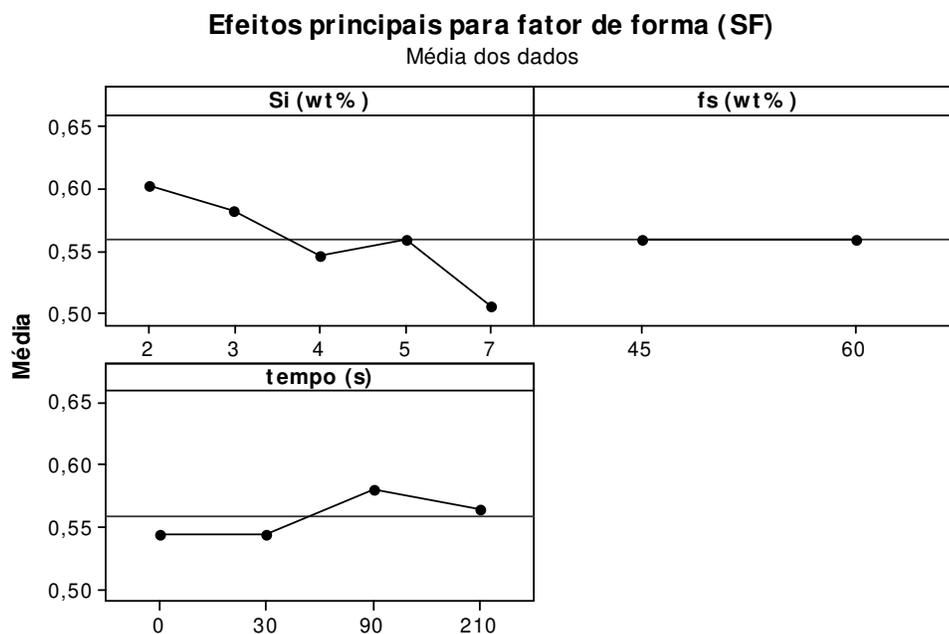


Figura 5.11: Gráficos dos efeitos principais das variáveis de influência sobre o fator de forma, obtidos através do *software* Minitab[®] 16.

A quantidade de poros encontrada em todas as amostras, ou seja, amostras fundidas ou tratadas termicamente foram consideradas aceitáveis, uma vez que não se empregou nenhum processo de degaseificação no decorrer do processo de vazamento das ligas, conforme pode ser observada na Tabela 5.4. Porém, nesses vazamentos foi tomado o máximo de cuidado possível para se evitar o acréscimo da porosidade. Dentre os cuidados tomados, realizou-se o aquecimento

do refinador antes de ser acrescentado ao material fundido, procurou-se realizar o vazamento com pouca turbulência, entre outros.

Nota-se que a quantidade de poros encontrados nas ligas fundidas situa-se na faixa de 5% a 6% da área total da amostra. Outro fato observado é que a medida em que se aumenta a quantidade de silício nas ligas aumenta-se a quantidade de poros, principalmente para a liga Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu, fato também observado por Leite (2009).

Com relação à quantidade de poros encontrados nas ligas tratadas termicamente para 45% e 60% de fração sólida nos tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s, tem-se uma queda, com valores em torno de 4% da área total da amostra, essa queda se dá pelo tratamento de globularização, uma vez que ocorre o aquecimento do material e os gases oriundos do processo de fundição tendem a ser comprimidos pela movimentação e crescimento dos grãos.

Trabalhos recentes realizados pelo grupo de Tixoconformação do DEF/FEM/UNICAMP, analisaram duas classes de ligas de alumínio (Al-Si e Al-Cu), no que diz respeito à caracterização da porosidade. Leite (2009) analisou peças tixoconformadas das ligas Al-1,0wt%Si-0,5wt%Mg, Al-2,0wt%Si-0,5wt%Mg, Al-4,0wt%Si-0,5wt%Mg e Al-7,0wt%Si-0,5wt%Mg em três regiões distintas: região central, região intermediária e região periférica. Observou-se que a região com menor porosidade é a parte central da peça, região esta que recebe a máxima conformação do forjamento, possuindo poros em torno de 5% da área total da amostra. Além disso, as ligas com menor porcentagem de silício apresentaram poros dispersos enquanto as ligas com maiores quantidades de silício possuíam poros concentrados e maiores. Analisando as ligas AA2011 e AA2014, Proni (2010) obteve resultados ainda piores, pois quanto maior a quantidade de poros em um material maior é o efeito nocivo sobre as propriedades mecânicas do mesmo, com valores em torno de 15% da área total da amostra.

5.3.2 Caracterização microestrutural – metalografia colorida

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 como um só.

Neste tópico, são apresentadas as micrografias das ligas Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu e Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu sob a condição fundida na Figura 5.12 e na seqüência, da Figura 5.13 até a Figura 5.17 são apresentadas as micrografias das ligas tratadas para 45% e 60% de fração sólida nos tempos de 0s, 30s, 90s e 210s, respectivamente.

A Figura 5.12 apresenta as micrografias das ligas fundidas, nota-se que as ligas Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu e Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu apresentam microestruturas de rosetas finas e as ligas Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu e Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu apresentam microestruturas de rosetas mais grosseiras. Tal qual acontece com as micrografias, via metalografia convencional, qualitativamente há o aumento no tamanho de grãos desde a liga Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu até a liga Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu, o que pode ser explicado pela gradativa ação inibidora que maiores teores de silício exercem sobre o efeito refinador da liga inoculante Al-5,0wt%Ti-1,0wt%B.

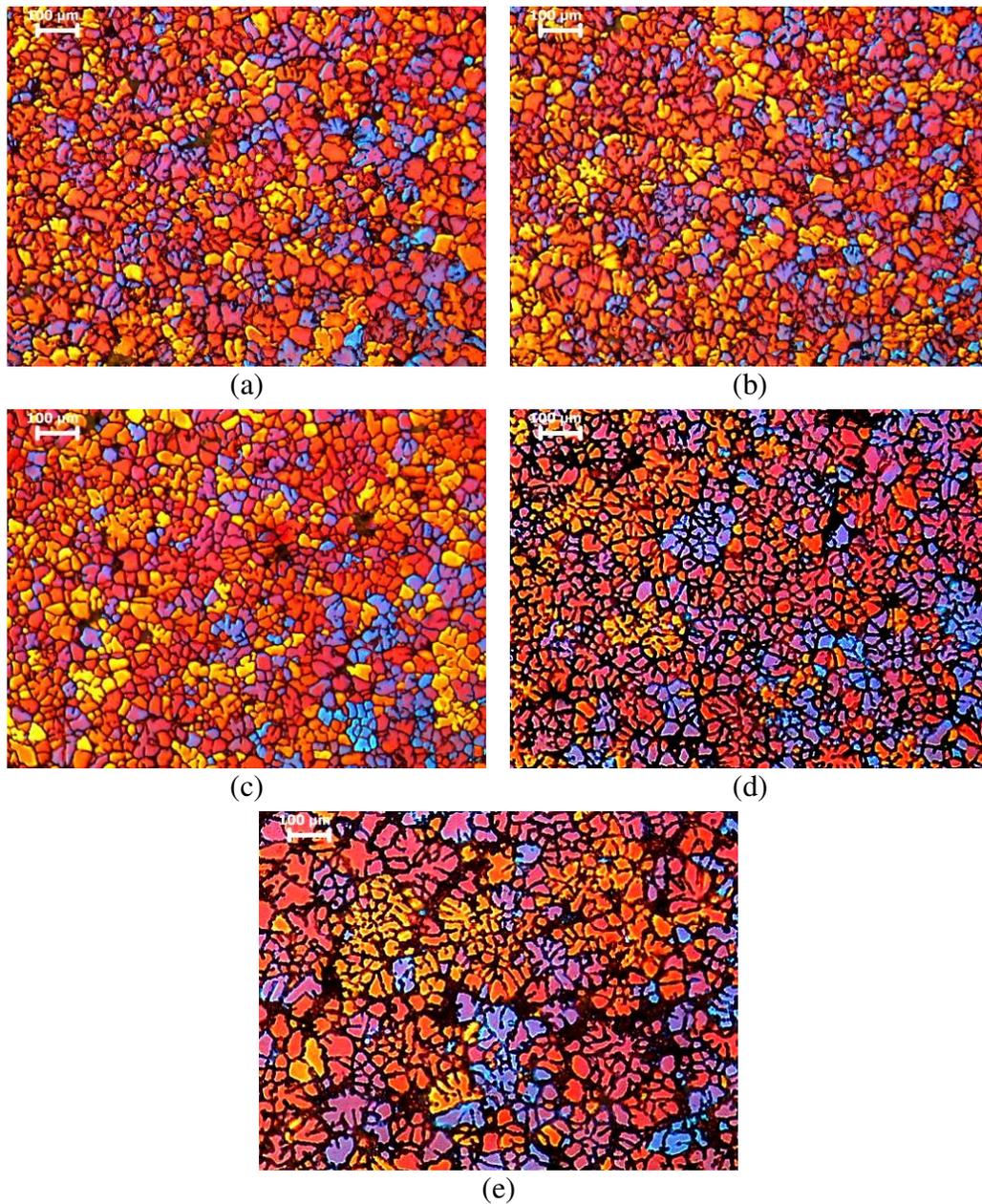


Figura 5.12: Micrografias das ligas fundidas: (a) Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu; (b) Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu; (c) Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu; (d) Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu; (e) Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu. Aumento: 100x.

Na seqüência, da Figura 5.13 até a Figura 5.17 são apresentadas as macrografias das ligas tratadas para 45% e 60% de fração sólida nos tempos de 0s, 30s, 90s e 210s, respectivamente.

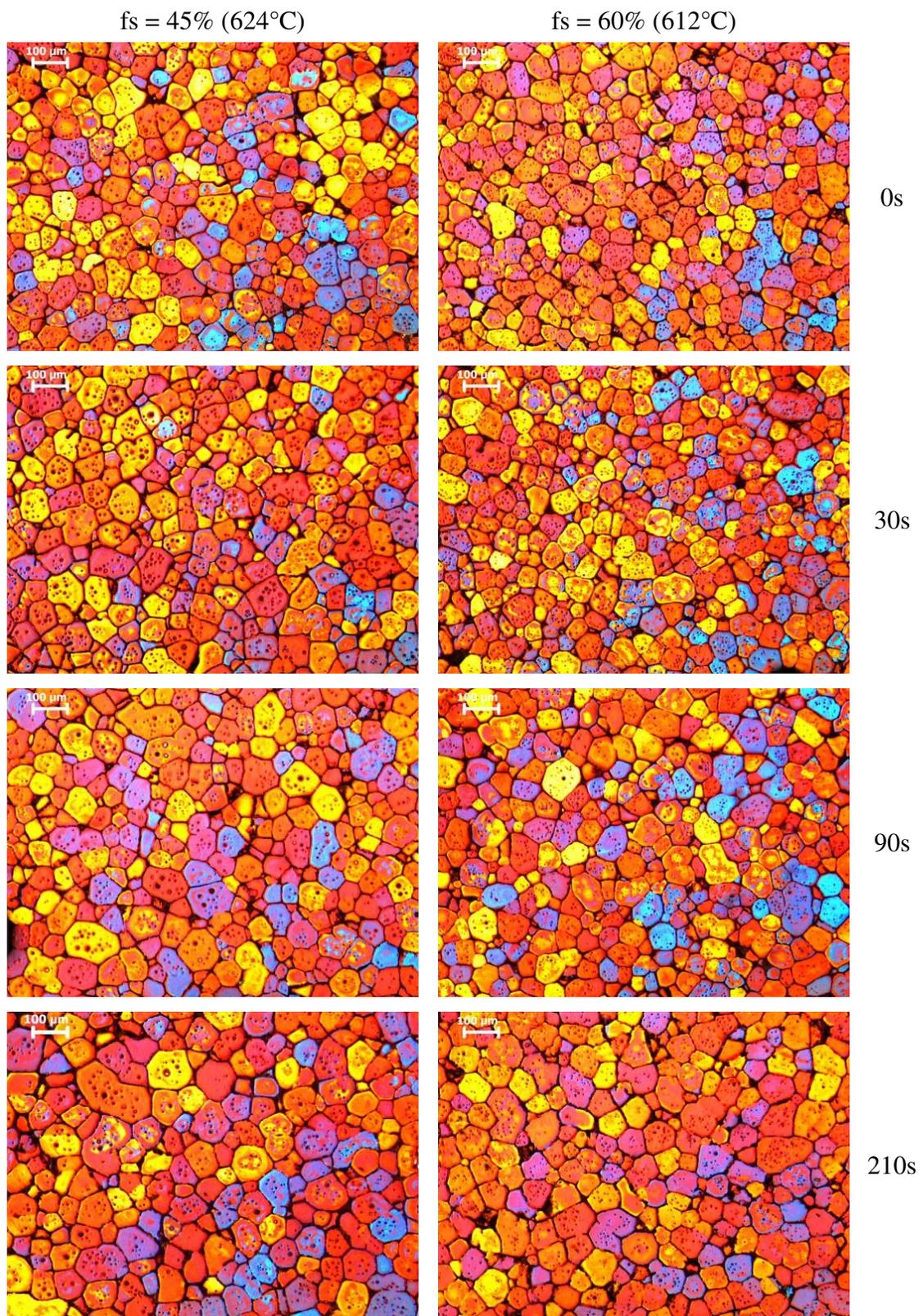


Figura 5.13: Micrografias da liga Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu tratada termicamente para 45% e 60% de fração sólida nos tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s. Aumento: 100x.

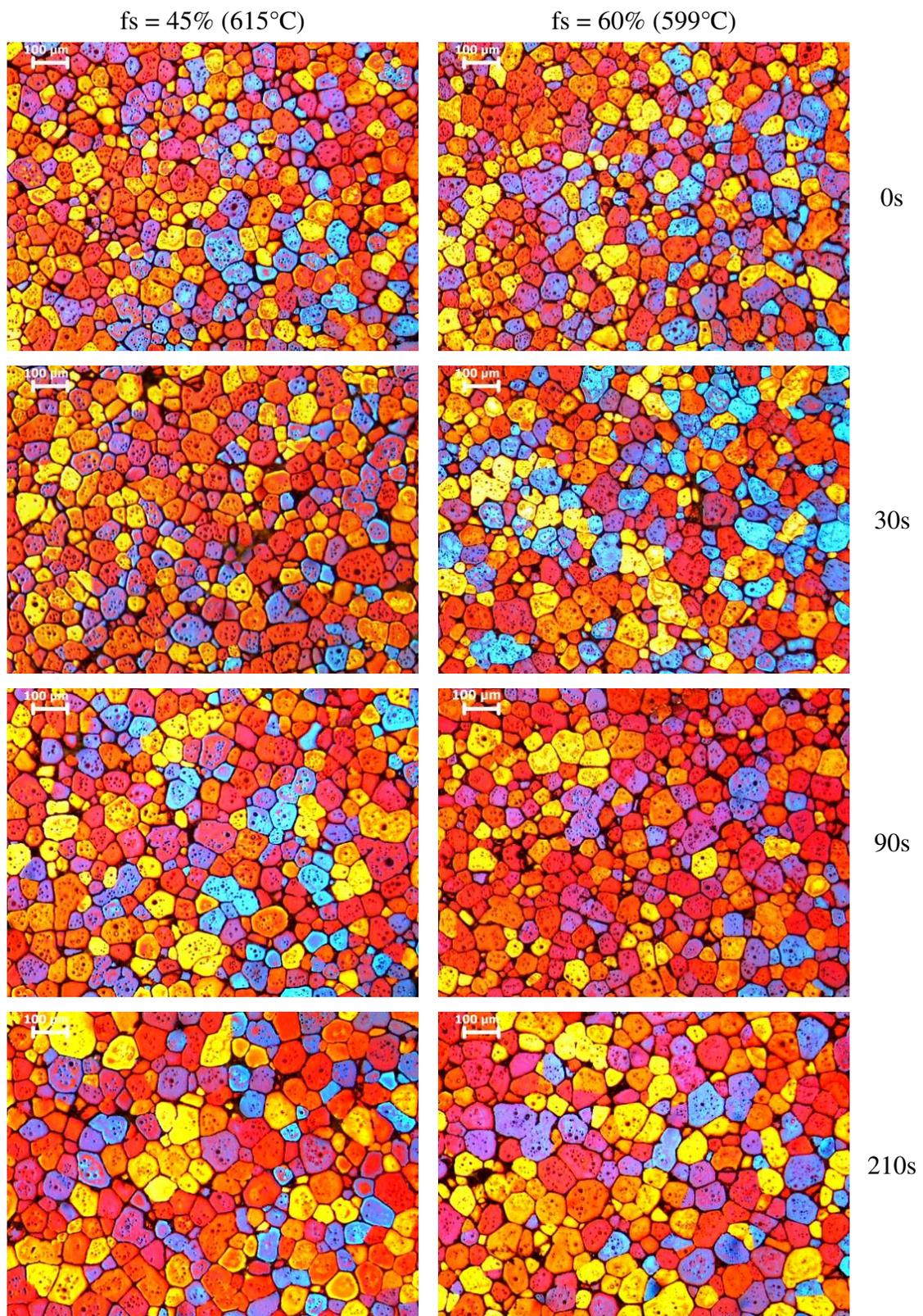


Figura 5.14: Micrografias da liga Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu tratada termicamente para 45% e 60% de fração sólida nos tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s. Aumento: 100x.

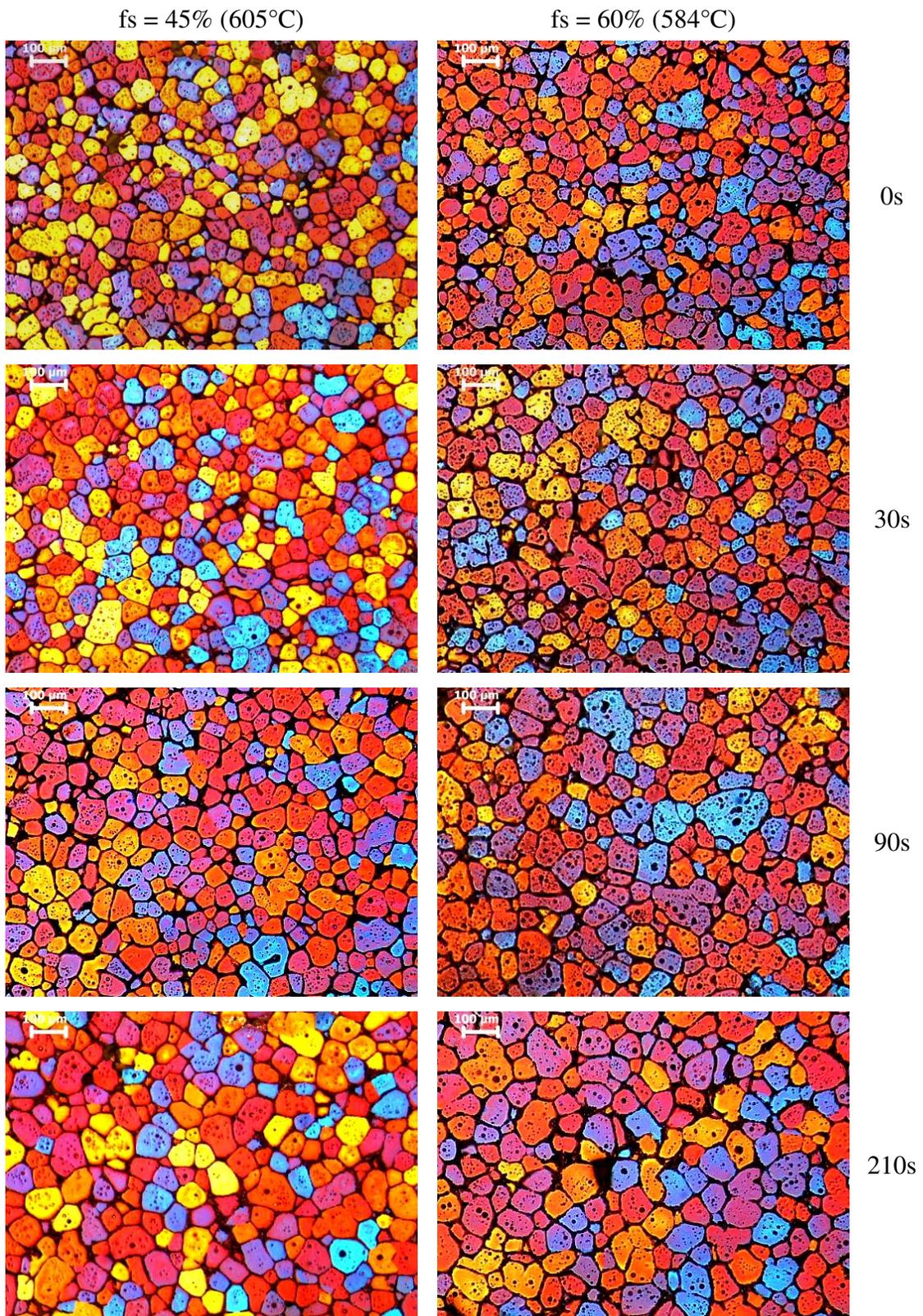


Figura 5.15: Micrografias da liga Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu tratada termicamente para 45% e 60% de fração sólida nos tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s. Aumento: 100x.

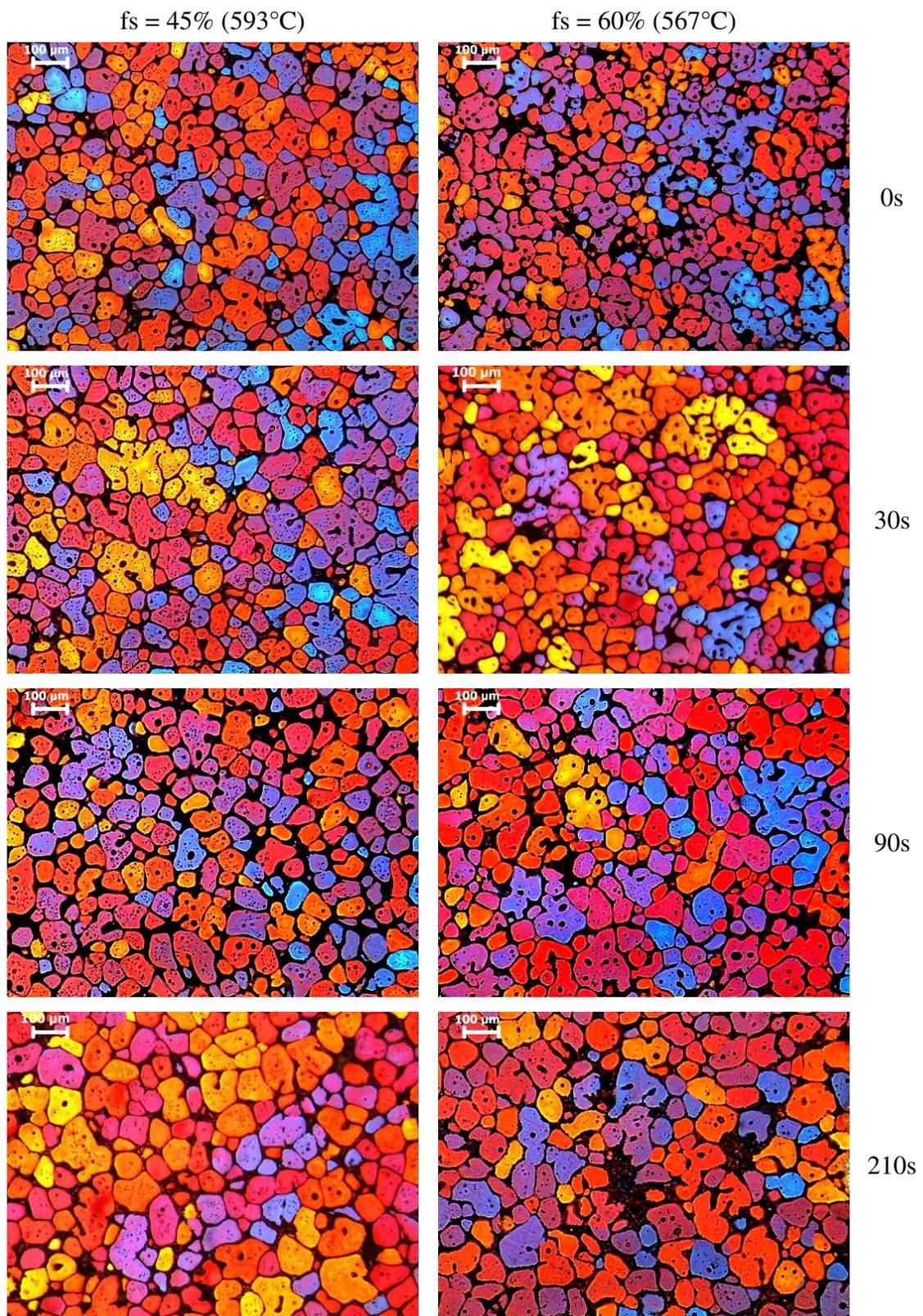


Figura 5.16: Micrografias da liga Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu tratada termicamente para 45% e 60% de fração sólida nos tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s. Aumento: 100x.

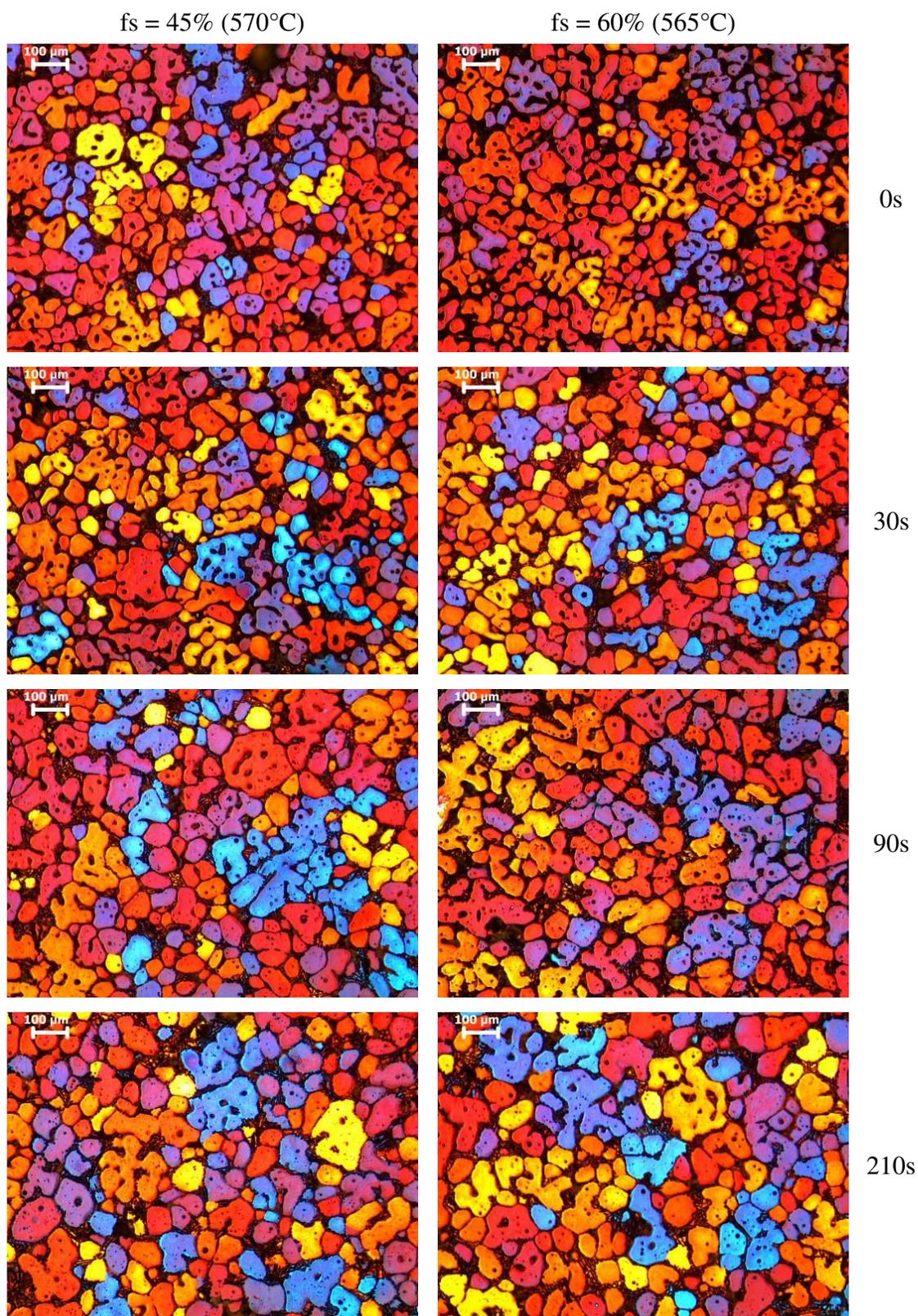


Figura 5.17: Micrografias da liga Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu tratada termicamente para 45% e 60% de fração sólida nos tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s. Aumento: 100x.

As Figuras 5.13 até 5.15, mostram a evolução morfológica em termos de microestruturas das ligas Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu e Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu durante o reaquecimento 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 microestruturas 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, via metalografia convencional, 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.

A Figura 5.16 com a liga Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu apresenta grãos em forma de glóbulos para a fração sólida de 45% nos quatro diferentes tempos de reaquecimento (0s, 30s, 90s e 210s) e para a fração sólida de 60% com tempo de reaquecimento de 210s, já para os tempos menores de reaquecimento (0s, 30s e 90s) a liga apresentou estruturas em forma de rosetas. Como descrito anteriormente esta alteração de estrutura se dá devido aos efeitos de coalescência e *Ostwald ripening*, ambos dependentes do tempo de permanência da liga à temperatura de tratamento térmico. Nota também um aparente aumento do tamanho de grãos em relação a esta, fato unicamente explicado pelo aumento do teor de silício na liga.

Por fim, a liga Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu da Figura 5.17 apresenta estrutura em forma de rosetas, exceto para a fração sólida de 45% e com tempo de tratamento de 210s que apresentou uma estrutura praticamente globular. O fato desta liga apresentar em sua grande maioria uma estrutura em forma de roseta quando comparado com as demais ligas produzidas se deve ao aumento do teor de silício, uma vez que o aumento dos teores de soluto em uma liga gera o aumento do super-resfriamento constitucional, e respectiva instabilização da interface sólido/líquido durante a solidificação, induzindo o crescimento dendrítico e, logo, suprimindo os efeitos de globularização desejados (GARCIA, 2001). Outro fato observado é o aumento do tamanho de grãos, gerado pela perda de eficiência do agente refinador utilizado, neste caso a liga Al-5,0wt%Ti-1,0wt%B.

A Tabela 5.5 apresenta os tamanhos médios de grãos e os valores do RQI para as ligas estudadas em cada condição de ensaio proposta. O *Rheocast Quality Index* (RQI) é um índice de qualidade do material refundido e é dado pelo quociente entre o tamanho da partícula primária e o tamanho do grão, ou seja, razão entre a microestrutura (metalografia colorida) e a microestrutura (metalografia convencional) 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.

Tabela 5.5: 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>Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu</i>	Fundida		62 ± 8	0,24	
	45	0	77 ± 13	0,37	
		30	81 ± 11	0,39	
		90	90 ± 15	0,41	
		210	101 ± 14	0,36	
	60	0	91 ± 18	0,27	
		30	81 ± 14	0,32	
		90	86 ± 15	0,40	
		210	99 ± 17	0,34	
	<i>Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu</i>	Fundida		65 ± 11	0,20
		45	0	67 ± 10	0,39
			30	71 ± 14	0,38
90			80 ± 12	0,42	
210			88 ± 11	0,43	
60		0	74 ± 12	0,34	
		30	72 ± 12	0,41	
		90	80 ± 10	0,42	
		210	94 ± 26	0,44	
<i>Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu</i>		Fundida		75 ± 11	0,20
		45	0	70 ± 13	0,36
			30	76 ± 9	0,33
	90		86 ± 18	0,41	
	210		85 ± 14	0,44	

	60	0	109 ± 30	0,24	
		30	100 ± 24	0,30	
		90	110 ± 26	0,31	
		210	120 ± 23	0,34	
<i>Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu</i>	Fundida		129 ± 34	0,12	
	45	0	120 ± 24	0,28	
		30	114 ± 28	0,27	
		90	117 ± 24	0,34	
		210	118 ± 20	0,34	
	60	0	137 ± 27	0,21	
		30	138 ± 32	0,24	
		90	153 ± 30	0,24	
		210	140 ± 31	0,31	
	<i>Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu</i>	Fundida		139 ± 28	0,13
		45	0	127 ± 18	0,25
			30	139 ± 32	0,24
90			160 ± 47	0,23	
210			154 ± 44	0,26	
60		0	126 ± 21	0,29	
		30	130 ± 30	0,27	
		90	154 ± 34	0,25	
		210	146 ± 33	0,31	

Nota-se, a partir da Tabela 5.5 que os tamanhos médios de grãos das ligas estudadas 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. Essa diferença extremamente pequena do tamanho médio de grãos, desde o tempo 0s até o tempo de 210s, como também entre as frações sólidas de 45% e 60% é excelente, pois demonstra que somente o fato do material ser reauecido ele já possui características propicias ao processo de tixoconformação. A pequena 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.

A Figura 5.18 mostra os efeitos principais das variáveis de influência sobre o tamanho médio dos grãos, obtidos através do *software* Minitab®16. Nota-se que o teor de silício é,

maciçamente, a variável de influência que mais impacta no tamanho de grãos. A fração sólida apresentou pouca relevância ante os tamanhos de grãos, bem como os tempos de tratamento térmico, ainda que estes representem uma leve tendência de aumento nos tamanhos de grãos, conforme discutido acima. De fato, a composição da liga é, neste caso, a variável mais influente, de modo que, para teores da ordem de 2,0wt%Si a 4,0wt%Si, praticamente não há alteração do tamanho de grãos das ligas, e para teores entre 4,0wt%Si e 7,0wt%Si, há considerável aumento do tamanho de grãos das ligas.

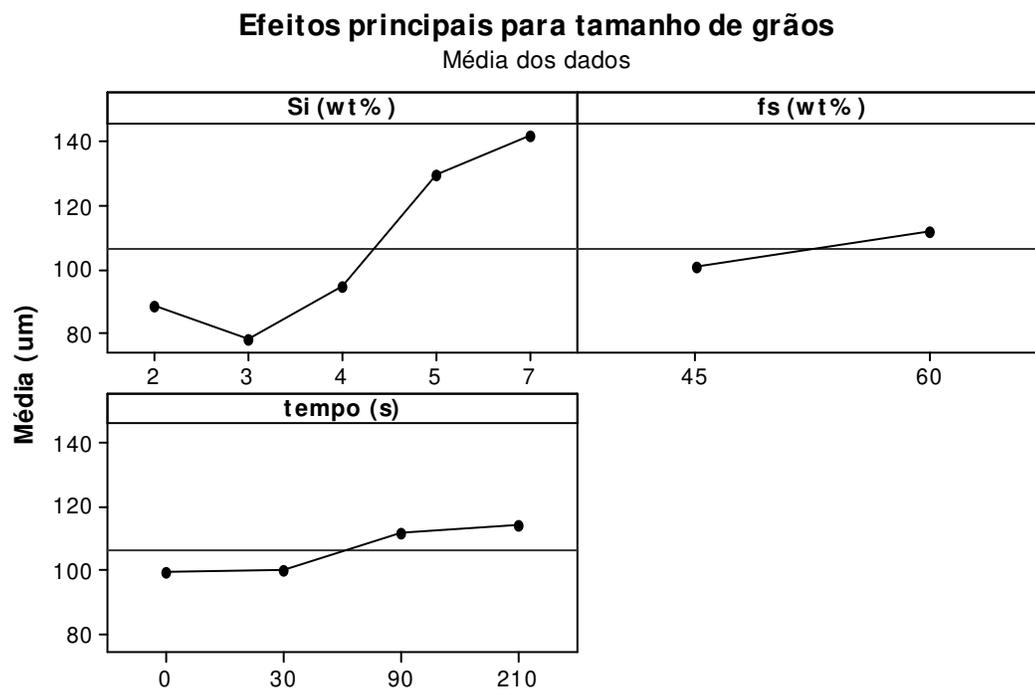


Figura 5.18: Gráficos dos efeitos principais das variáveis de influência sobre o tamanho médio dos grãos, obtidos através do *software* Minitab[®] 16.

Pode-se notar que a liga Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu foi a que obteve melhores valores de RQI, todos em sua grande maioria acima de 0,40, conseqüentemente apresentando uma estrutura totalmente globular. Após confrontar as microestruturas obtidas com os valores de RQI, estabeleceu-se que para valores de RQI superiores a 0,35 a morfologia tem expectativa de boa conformabilidade no estado semi-sólido. Abaixo de 0,35 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 5.6.

A Figura 5.19 mostra os efeitos principais das variáveis de influência sobre RQI. Nota-se que, mais uma vez, o teor de silício é o principal fator de influência no RQI. Apesar disso, existe uma ligeira tendência de aumento dos valores de RQI quando se aumenta o tempo de tratamento térmico, o que comprova os efeitos crescentes de globularização decorrentes do tempo de permanência de cada liga. Assim, como o RQI é um índice que mede o grau de globularização das ligas traçando um paralelo entre a macroestrutura e a microestrutura destas, é natural que siga a mesma tendência apresentada para as informações de tamanhos de glóbulos primários, tamanhos grãos e de fator de forma, ou seja, influência majoritária dos teores de silício.

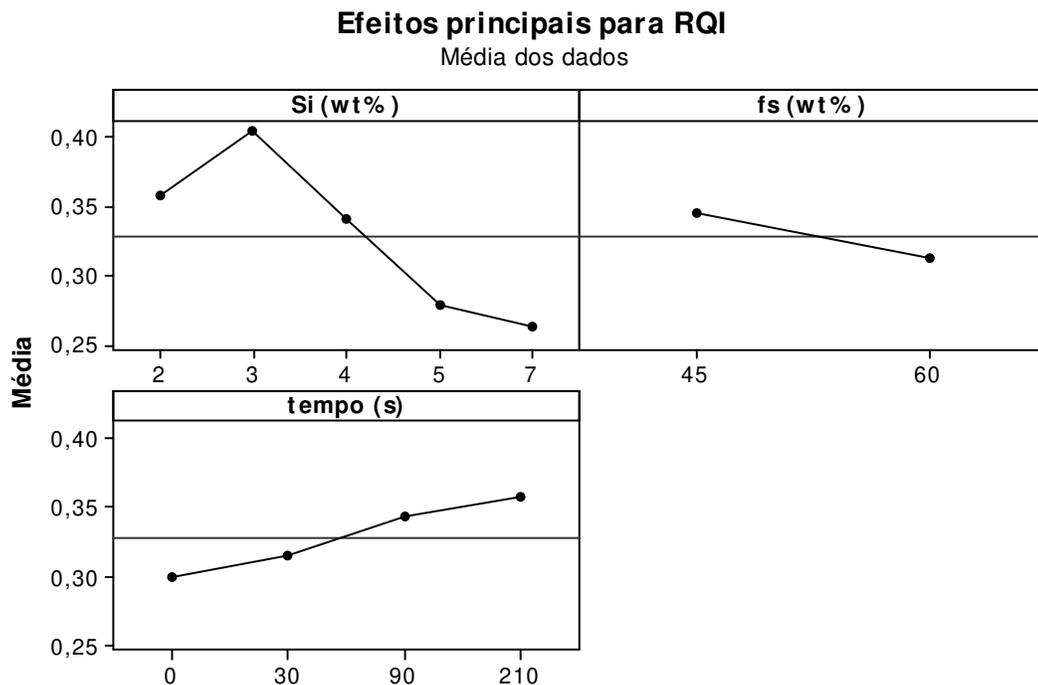


Figura 5.19: Gráficos dos efeitos principais das variáveis de influência sobre o RQI, obtidos através do *software* Minitab[®] 16.

Nota-se que a liga Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu além de apresentar os melhores valores de RQI quando comparadas com as demais ligas produzidas, apresentou também os melhores resultados referentes ao tamanho de grãos. Conforme Zoqui (2001), em geral, a estrutura reofundida que apresentar o menor tamanho de grão, mais homogêneo e mais esferóide glóbulo da fase primária, apresentará a melhor conformabilidade no estado pastoso.

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 a maioria das ligas apresentaram valores médios de RQI e morfologias 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.

5.4 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 20 mm/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.

5.4.1 Tensão

Os estudos das tensões de trabalho das ligas são de fundamental importância, dentre alguns motivos, cita-se 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 2.5 e 2.6 do item 2.5.2, Capítulo 2. A Figura 5.21 apresenta as curvas de tensão *versus* deformação das ligas Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu e Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu reaquecidas para a fração sólida de 45% para os tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s.

Nota-se que para as curvas da Figura 5.20 baixos 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.

Observa-se em algumas ligas, principalmente para a condição de 45% de fração sólida, que não ocorreu a diminuição gradativa dos valores de tensão aplicada em relação ao tempo de tratamento, como por exemplo, a liga Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu em que o tempo de tratamento de 90s obteve o valor mais alto de tensão aplicada quando comparada com os demais tempos. Isto se deve aos efeitos do coalescimento dos grãos devido aos longos tempos de permanência a altas temperaturas, o que cria grãos maiores e contribui para o aumento das tensões das ligas durante a compressão. Já a Figura 5.21 apresenta as curvas de tensão *versus* deformação das ligas Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu e Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu reaquecidas para a fração sólida de 60% para os tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s.

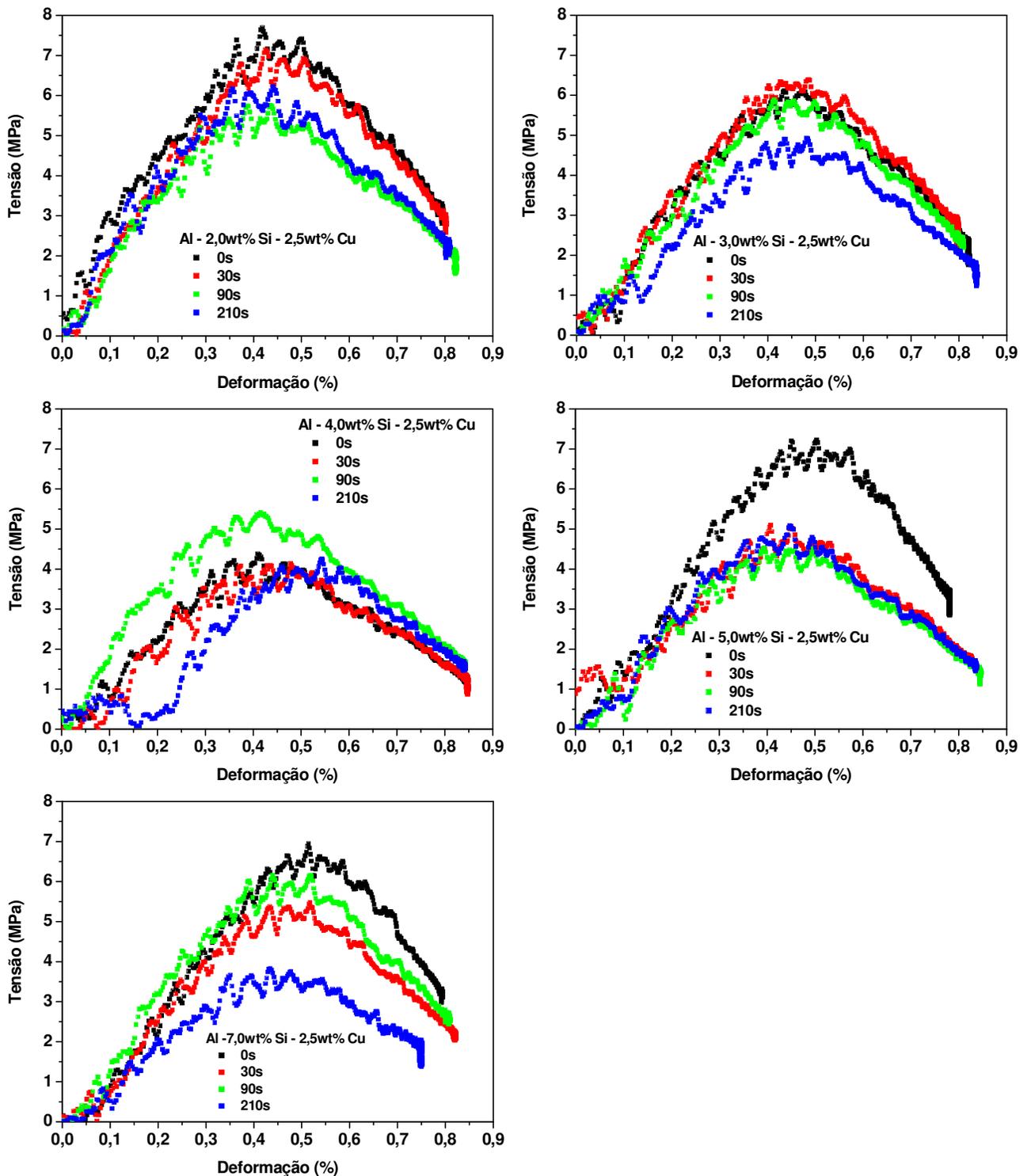


Figura 5.20: Curvas da tensão *versus* deformação das ligas tratadas termicamente nos tempos de 0s, 30s, 90s e 210s para 45% de fração sólida: Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu; Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu; Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu; Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu; Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu.

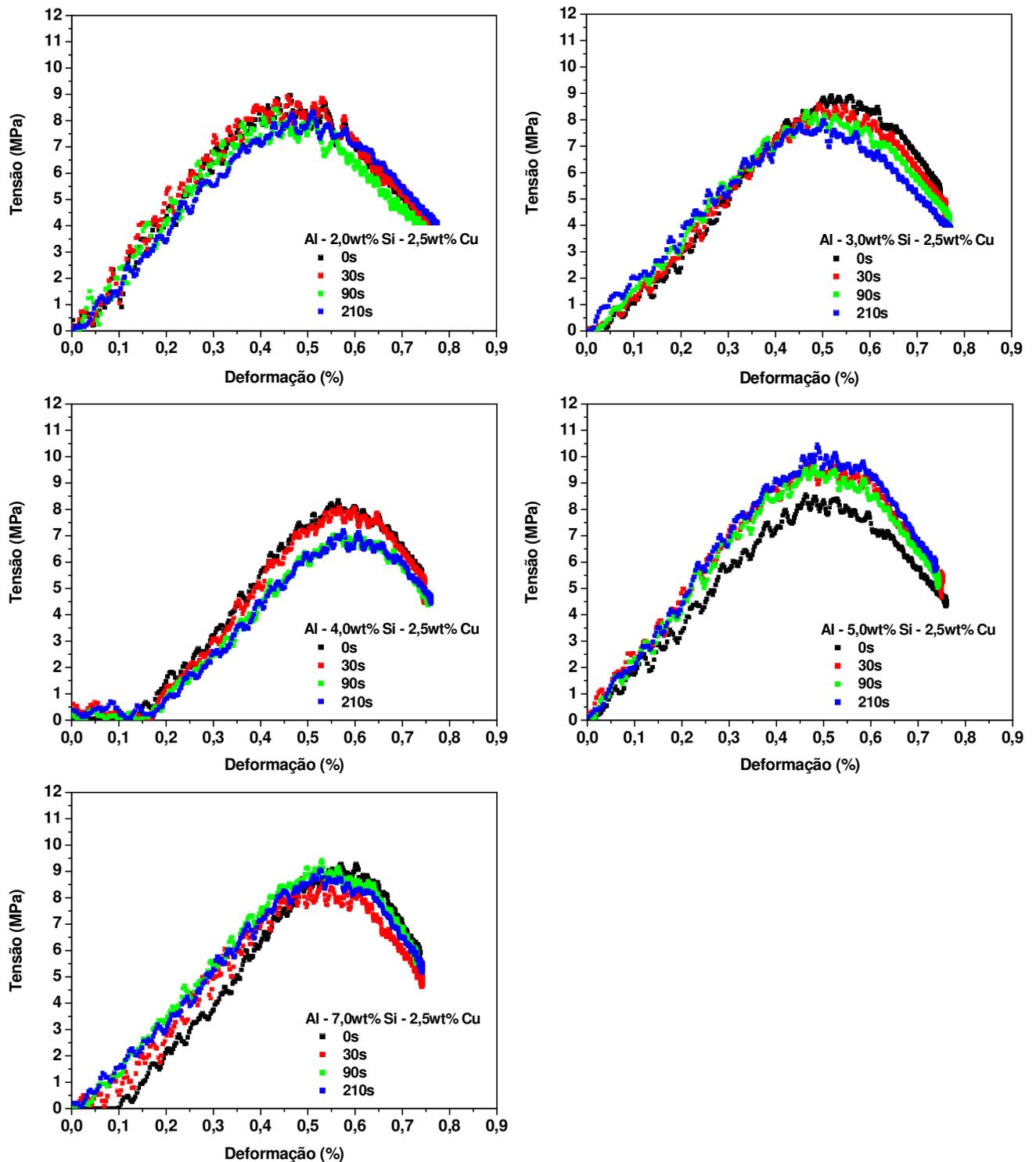


Figura 5.21: Curvas da tensão *versus* deformação das ligas tratadas termicamente nos tempos de 0s, 30s, 90s e 210s para 60% de fração sólida: Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu; Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu; Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu; Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu; Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu.

Observa-se na Figura 5.21 que quando se utiliza a fração sólida de 60%, as ligas 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 maior energia que a deformação da fase líquida. A existência dos picos finais está presente em todas as curvas das Figuras 5.20 e 5.21, 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.

Confrontando as curvas das Figuras 5.20 e 5.21, ou seja, comparando as frações sólidas de 45% e 60%, nota-se que ocorreu a queda nos valores de tensão para todas as ligas, devido aos maiores valores de circularidade e RQI, ou seja, esses índices demonstram o quanto o material se faz globular conseqüentemente possuindo uma melhor fluidez, mas também devido à maior presença de fase eutética na pasta viscosa, que servirá de lubrificante para o escoamento das partículas sólidas de fase primária. Mas quando observa-se somente o tempo de tratamento percebe-se que ele não tem interferência significativa na diminuição dos valores. Observa-se também que as ligas Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu e Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu que apresentaram valores de RQI menores quando comparadas com as demais ligas, foram as que apresentaram os valores mais altos de tensão aplicada à fração sólida de 60%, apontando assim a presença de uma forte interconexão no esqueleto de sua estrutura. A Tabela 5.6 apresenta os valores de tensão máxima aplicada (σ_{max}) obtidas através dos ensaios de compressão a quente.

Tabela 5.6: Valores da tensão máxima aplicada das ligas estudadas para cada condição de ensaio proposta.

<i>Ligas</i>	<i>Fração sólida (%)</i>	<i>Tempo de tratamento (s)</i>	<i>Tensão Máxima (MPa)</i>
<i>Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu</i>	45	0	7,70
		30	7,16
		90	5,72
		210	6,21
	60	0	9,00
		30	8,92
		90	8,43

		210	8,24
<i>Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu</i>	45	0	6,10
		30	6,41
		90	5,85
		210	4,92
	60	0	8,95
		30	8,60
		90	8,30
		210	7,97
<i>Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu</i>	45	0	4,42
		30	4,16
		90	5,44
		210	4,27
	60	0	8,33
		30	8,06
		90	7,04
		210	7,22
<i>Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu</i>	45	0	7,24
		30	5,13
		90	4,51
		210	5,09
	60	0	8,58
		30	9,96
		90	9,62
		210	10,46
<i>Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu</i>	45	0	6,99
		30	5,44
		90	6,17
		210	3,84
	60	0	9,29
		30	8,76
		90	9,44
		210	9,06

Com auxílio da Tabela 5.6, observa-se que existe de fato uma tendência natural de queda na tensão de escoamento conforme se diminui a fração sólida do material. Isso deve principalmente ao fato de que com a diminuição da fração sólida tem-se uma maior globularização. Através da

Tabela 5.6, 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.

A Figura 5.22 mostra os efeitos principais das variáveis de influência sobre a tensão máxima, nota-se que a variável de influência mais relevante é a fração sólida exibindo aumentos significativos de tensões, seguida pelo teor de silício; já o tempo de tratamento térmico, não tão relevante como no caso da fração sólida, mostra tendência clara de diminuição das tensões conforme é aumentado. Com relação ao teor de silício tem-se que houve uma grande variação de valores, mas que a liga Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu foi a que apresentou os melhores resultados quanto à tensão máxima, sendo aparentemente a liga ótima para o processo de tixoconformação.

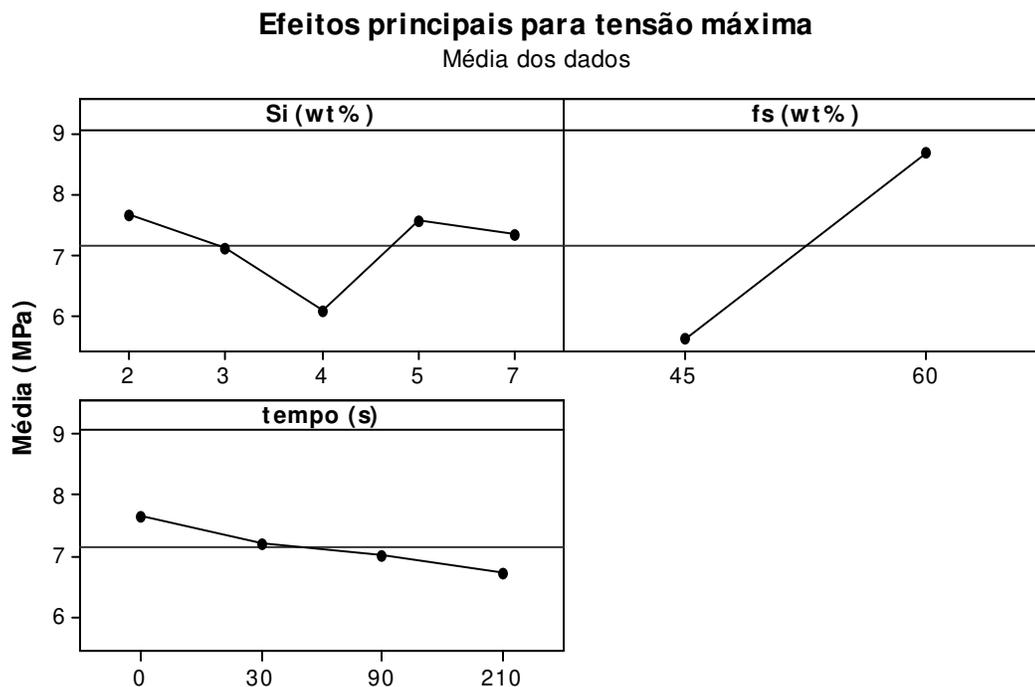


Figura 5.22: Gráficos dos efeitos principais das variáveis de influência sobre a tensão máxima, obtidos através do *software* Minitab[®] 16.

Kang *et al.* (1999), realizaram testes de compressão a quente com a liga A356 fabricada com agitação eletromagnética. Observaram que com a diminuição da fração sólida (ou seja, aumento da temperatura de trabalho), as amostras tendem a possuir um comportamento de compressão mais linear como também uma aparência mais uniforme, não havendo tantas quebras

e trincas nas bordas, o mesmo fato observado neste trabalho. Na Figura 5.23 pode-se observar como as amostras ficaram após a realização dos ensaios de compressão a quente, tratadas termicamente para 45% e 60% de fração sólida.

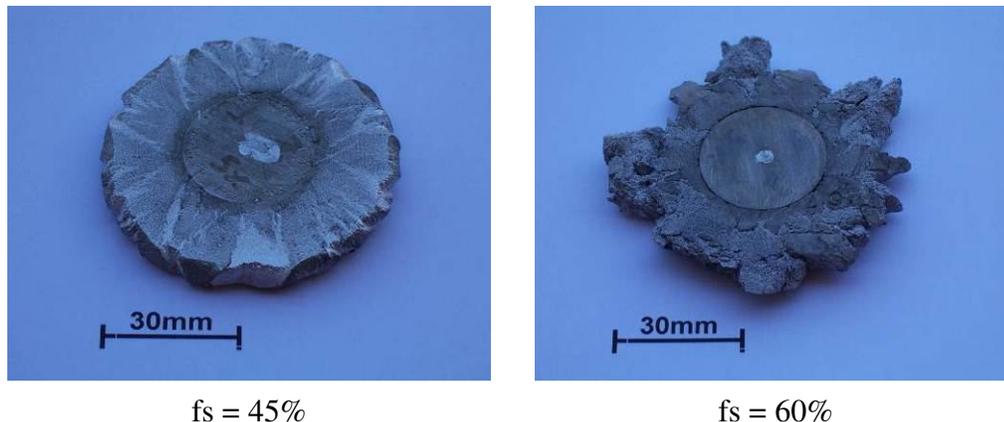


Figura 5.23: Aparência das amostras após a realização dos ensaios de compressão a quente, tratada termicamente para 45% e 60% de fração sólida (liga Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu).

As amostras com maior fração sólida apresentaram maior dificuldade na compressão já as amostras com menor fração sólida apresentaram menor dificuldade, esse fato pode ser observado na Tabela 5.7 quando compara-se os valores da tensão máxima aplicada nas ligas. E como dito anteriormente, isso se deve à 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.

5.4.2 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 2.7, 2.8 e 2.9 descritas no item 2.5.2 do Capítulo 2. As Figuras 5.24 e 5.25 apresentam as curvas de viscosidade aparente *versus* taxa de cisalhamento das ligas para as frações sólidas de 45% e 60% com tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s.

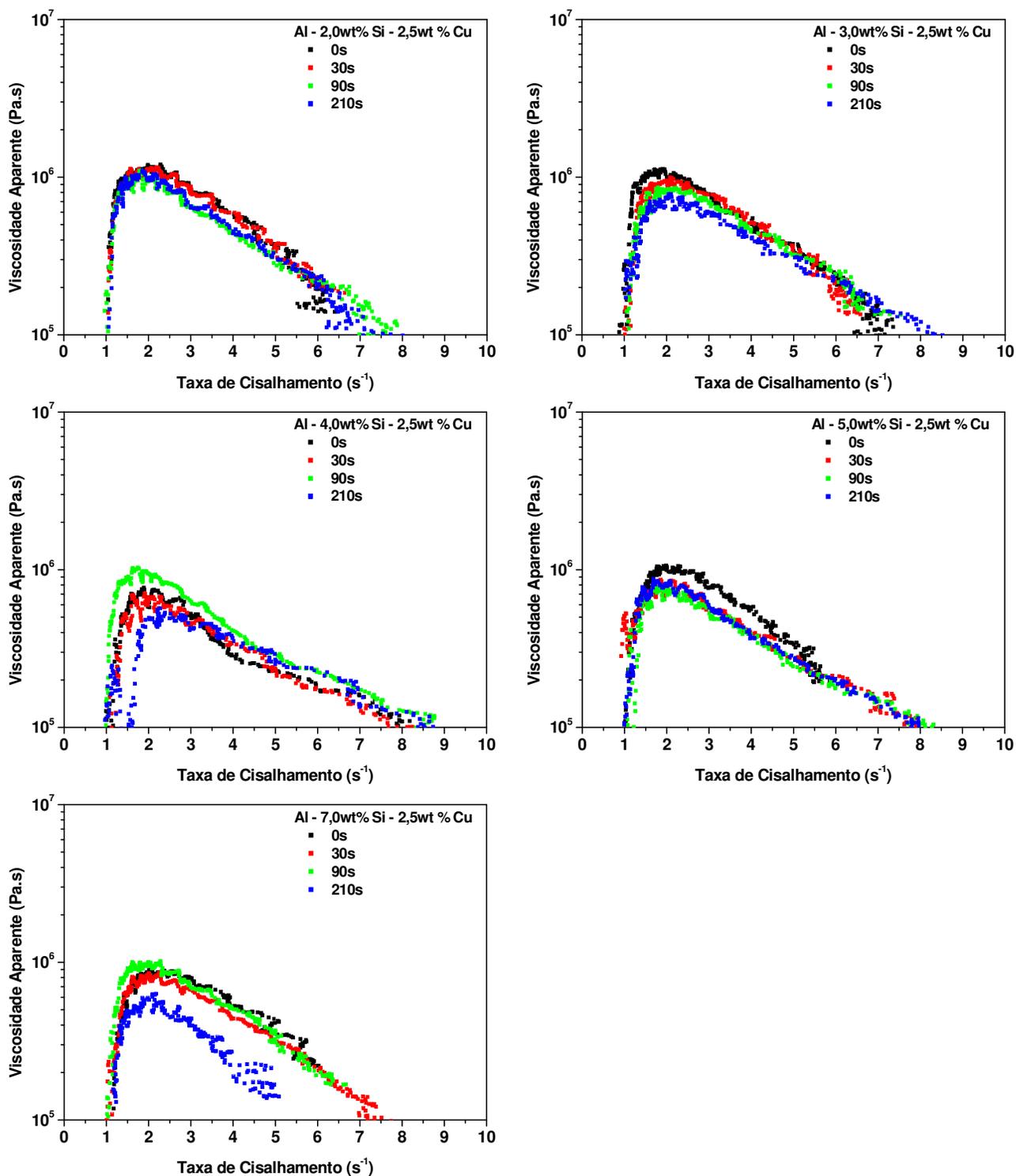


Figura 5.24: Curvas da viscosidade aparente *versus* taxa de cisalhamento das ligas tratadas termicamente nos tempos de 0s, 30s, 90s e 210s para 45% de fração sólida: Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu; Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu; Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu; Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu; Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu.

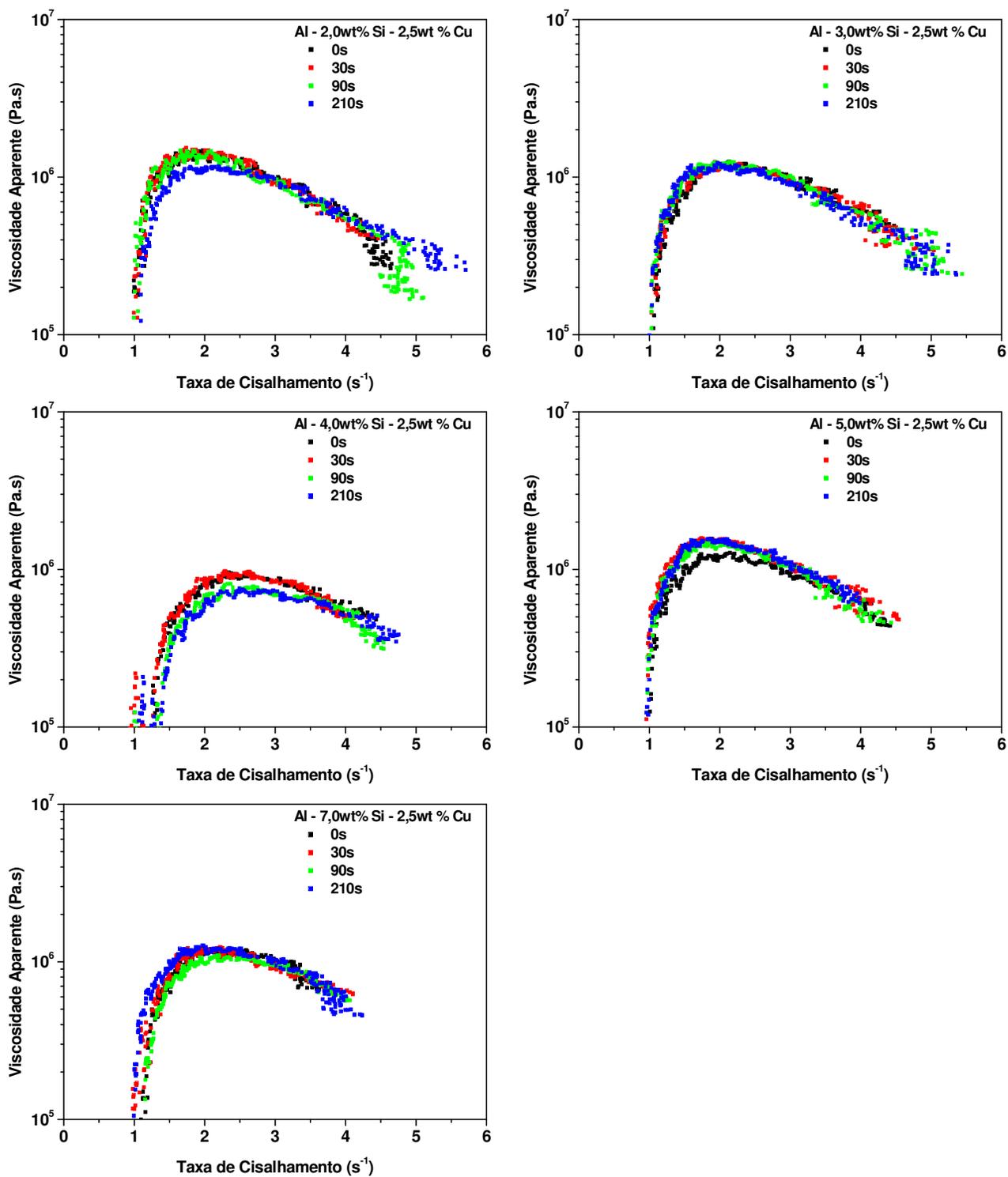


Figura 5.25: Curvas da viscosidade aparente *versus* taxa de cisalhamento das ligas tratadas termicamente nos tempos de 0s, 30s, 90s e 210s para 60% de fração sólida: Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu; Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu; Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu; Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu; Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu.

De maneira geral, tais figuras apresentaram características muito semelhantes às já discutidas para as curvas das Figuras 5.20 e 5.21, onde se vê claramente uma queda acentuada nos valores de viscosidade aparente quando da diminuição da fração sólida de 60% para 45%. Quando analisados os tempos de tratamento observa-se que ele não possui interferência significativa na diminuição dos valores. De maneira bastante semelhante, tais comportamentos apenas repetem as situações já observadas para as discussões sobre as tensões 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.

Os picos iniciais das curvas remetem à resistência do material devido ao esqueleto tridimensional de partículas sólidas, como já descrito no item 5.5.1. Observa-se também que o mesmo fato ocorrido para as curvas de tensão da liga Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu ocorreu nas curvas de viscosidade aparente em que o tempo de tratamento de 90s obteve o valor mais alto de tensão aplicada quando comparada com os demais tempos. Isto se deve, da mesma maneira observada para as discussões sobre tensão aos efeitos do 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 durante os ensaios de compressão.

Outro fato que foi observado para as tensões máximas aplicadas às ligas estudadas também pôde ser observado nos gráficos referentes à viscosidade aparente, onde se tem que os melhores resultados obtidos (menor viscosidade) se dão para as estruturas com tamanhos de grãos menores e mais homogêneos, maiores valores de circularidade e RQI, mas também devido à maior presença de fase eutética na pasta viscosa, que servirá de lubrificante para o escoamento das partículas sólidas de fase primária. A Tabela 5.7 apresenta os valores da viscosidade aparente para cada liga estudada em cada condição de ensaio proposta.

Tabela 5.7: Valores da viscosidade aparente 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 (Pa.s)</i>
<i>Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu</i>	45	0	1,20E+6
		30	1,12E+6
		90	9,70E+5
		210	9,77E+5

	60	0	1,43E+6
		30	1,39E+6
		90	1,32E+6
		210	1,10E+6
<i>Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu</i>	45	0	1,00E+6
		30	9,49E+5
		90	8,40E+5
		210	7,36E+5
	60	0	1,21E+6
		30	1,18E+6
		90	1,16E+6
		210	1,15E+6
<i>Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu</i>	45	0	6,22E+5
		30	5,99E+5
		90	9,35E+5
		210	4,97E+5
	60	0	8,61E+5
		30	7,89E+5
		90	6,84E+5
		210	6,27E+5
<i>Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu</i>	45	0	1,03E+6
		30	7,82E+5
		90	6,92E+5
		210	7,84E+5
	60	0	1,20E+6
		30	1,56E+6
		90	1,41E+6
		210	1,50E+6
<i>Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu</i>	45	0	8,94E+5
		30	8,33E+5
		90	9,52E+5
		210	5,74E+5
	60	0	1,12E+6
		30	1,13E+6
		90	9,92E+5
		210	1,21E+6

A Tabela 5.7 apresenta os valores da viscosidade aparente (μ) medidos a $2,0s^{-1}$ da taxa de cisalhamento, ou seja, o pico da curva, com auxílio do *software* ORIGIN[®]. Visualizando os resultados que foram obtidos verifica-se que todos os valores de viscosidade se estabeleceram entre 10^5 a 10^6 (Pa.s). Segundo Flemings (1991), materiais que se encontram nesta faixa de viscosidade possuem o comportamento similar ao do vidro fundido e demonstram alta conformabilidade. As amostras submetidas ao tempo de tratamento de 0s apresentam maior viscosidade aparente do que em relação aos outros tempos, principalmente para as amostras com fração sólida de 60% efeito direto do menor grau de globularização.

A Figura 5.26 mostra os efeitos principais das variáveis de influência sobre a viscosidade aparente média. A exemplo da tensão, a variável de maior influência sobre a viscosidade aparente das ligas foi a fração sólida, seguida pelo teor de silício. 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; já o tempo de tratamento térmico, não tão relevante como no caso da fração sólida, mostra tendência clara de diminuição das tensões conforme é aumentado.

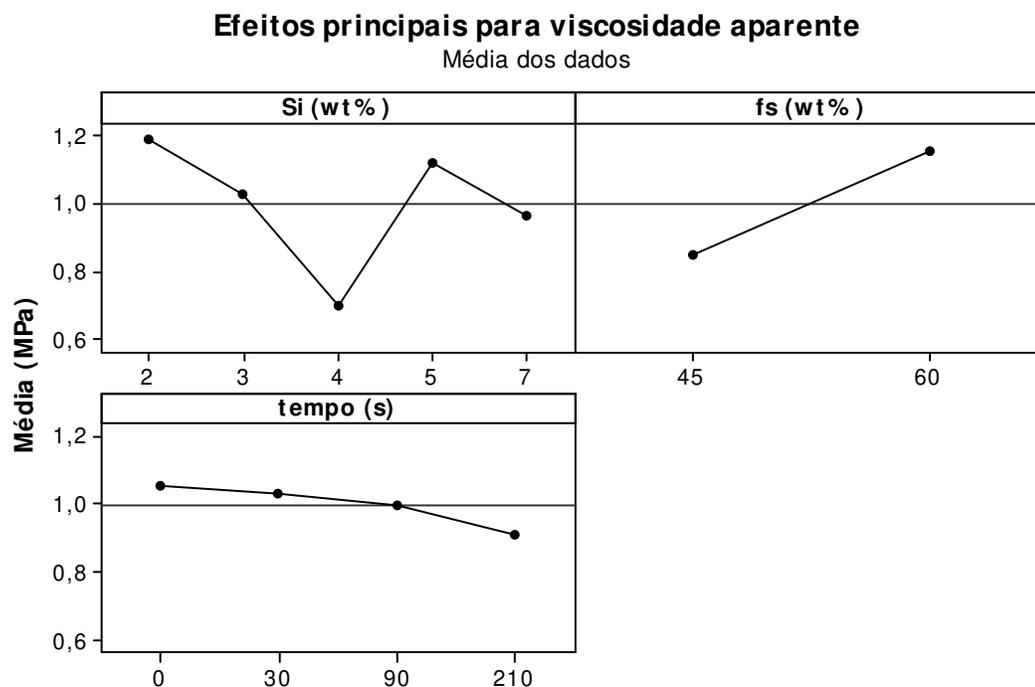


Figura 5.26: Gráficos dos efeitos principais das variáveis de influência sobre a viscosidade aparente média, obtidos através do *software* Minitab[®] 16.

5.5 Tixoforjamento

Com base nos resultados obtidos através dos ensaios de compressão a quente, quanto à viscosidade aparente das ligas, foi escolhida a condição de 45% de fração sólida para a execução do processo de tixoforjamento por apresentarem menores valores de viscosidade, ou seja, os melhores resultados. Como descrito no item 3.6.1 do Capítulo 3, as dimensões dos corpos de prova utilizados foram às mesmas empregadas por Lourençato (2008), ou seja, 27,5 mm de diâmetro e 145 mm de comprimento e com furo de 3,0 mm de diâmetro na metade de seu diâmetro.

Durante a execução dos ensaios de tixoforjamento foram registrados os valores referentes à força máxima de fechamento da matriz. Na Tabela 5.8, são apresentadas as médias da força máxima que se estabeleceram entre as 2 réplicas para a condição estabelecida, ou seja, 45% de fração sólida e tempo de tratamento de 0s até 210s, para todas as ligas estudadas. 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.

Pode-se notar na Tabela 5.8, que a força máxima para a execução do tixoforjamento foi de 112kN para a liga Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu, ou seja, de aproximadamente 11 toneladas, não chegando nem a metade da capacidade da prensa excêntrica segundo fabricante que é de 25 toneladas. Quando analisadas a média de todas as ligas estudadas, observa-se que a média total das forças máximas aplicadas pela prensa excêntrica foi de aproximadamente 83kN, ou seja, aproximadamente 8,3 toneladas, não chegando a 35% da capacidade da mesma. Essa análise se deve ao fato de que a prensa pneumática possui uma força máxima de fechamento de 12 toneladas, ou seja, todas as condições de ensaios são possíveis de serem realizadas.

Tabela 5.8: Força máxima aplicada no processo de tixoforjamento nas ligas estudadas para cada condição de ensaio proposta.

<i>Ligas</i>	<i>Fração sólida (%)</i>	<i>Tempo de tratamento (s)</i>	<i>Força máxima (kN)</i>
<i>Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu</i>	45	0	101
		30	97
		90	92

		210	78
<i>Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu</i>	45	0	97
		30	93
		90	75
		210	65
<i>Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu</i>	45	0	75
		30	72
		90	71
		210	69
<i>Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu</i>	45	0	79
		30	78
		90	76
		210	71
<i>Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu</i>	45	0	112
		30	94
		90	82
		210	71

Na Figura 5.27 observa-se que há uma queda gradativa nos valores de força máxima aplicada pela prensa excêntrica conforme ocorre a evolução morfológica das ligas, diminuindo gradativamente desde o tempo de 0s até o tempo de 210s.

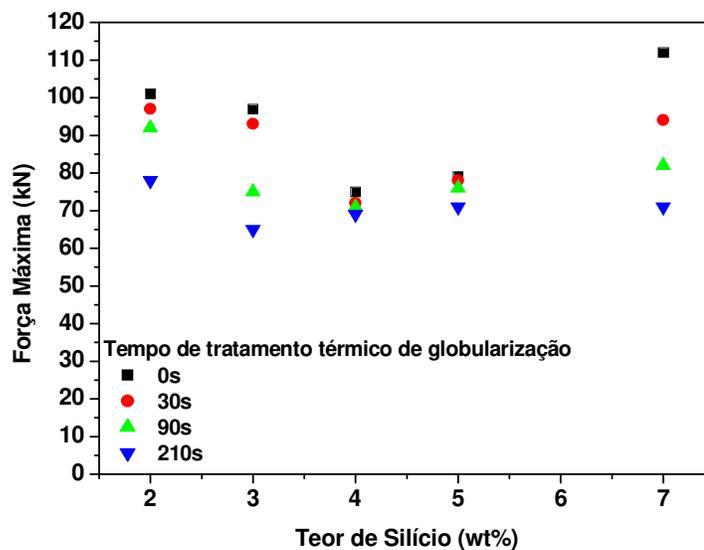


Figura 5.27: Força máxima aplicada no tixoforjamento em prensa excêntrica nas ligas estudadas para cada condição de ensaio proposta.

Tal fato acontece devido aos maiores tempos de tratamento térmico que implicam em estruturas com maiores circularidades, traduzindo em um melhor comportamento durante o escoamento do material dentro da matriz de tixoforjamento.

Quanto ao efeito da fluidez do material sob o estado semi-sólido para esse caso em particular, em que basicamente o lingote é achatado contra a matriz bipartida, pode-se notar que há menor fluidez ao longo do comprimento do material, do que em relação a sua largura. Esses resultados mostram que para o preenchimento da matriz, o lingote deve possuir suas dimensões finais bem próximas às da matriz a ser preenchida, principalmente ao longo de seu comprimento.

As peças tixoforjadas obtidas para a fração sólida de 45% e tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s para todas as ligas estudadas e para os dois conjuntos de equipamentos empregados (prensa excêntrica e prensa pneumática) são apresentadas nas Figuras 5.28 até 5.37 (nota-se que as peças já passaram pelo processo de rebarbação).

Observando estas figuras, nota-se que as peças tixoforjadas apresentaram boa conformabilidade, preenchendo toda a matriz e reproduzindo sua geometria, principalmente quando utilizado o primeiro conjunto (prensa excêntrica) devido à sua maior capacidade de carga aplicada. 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, contribuindo assim para uma melhor qualidade dimensional, como se pode observar nas peças finais. Com relação à cor meio escurecida das peças, isto se deve ao uso do desmoldante uma vez que ele propiciava a não aderência das peças tixoforjadas na matriz.

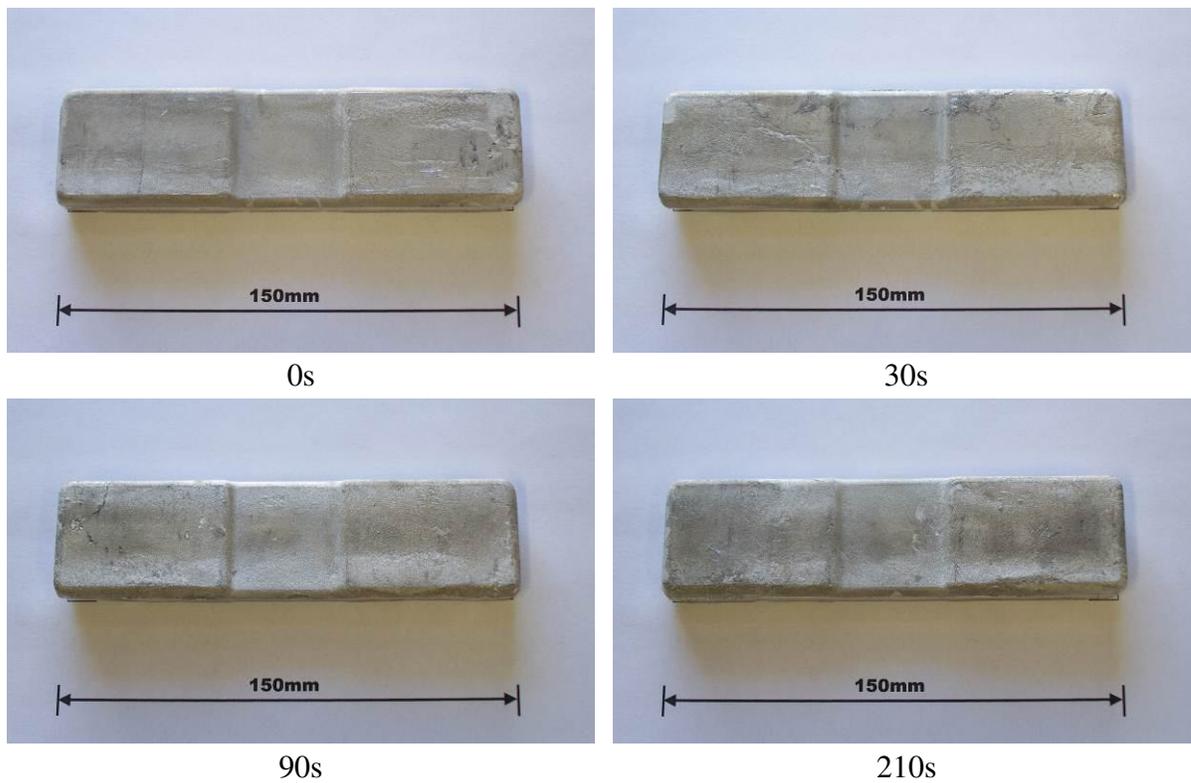


Figura 5.28: Peças tixoforjadas (prensa excêntrica) da liga Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu.

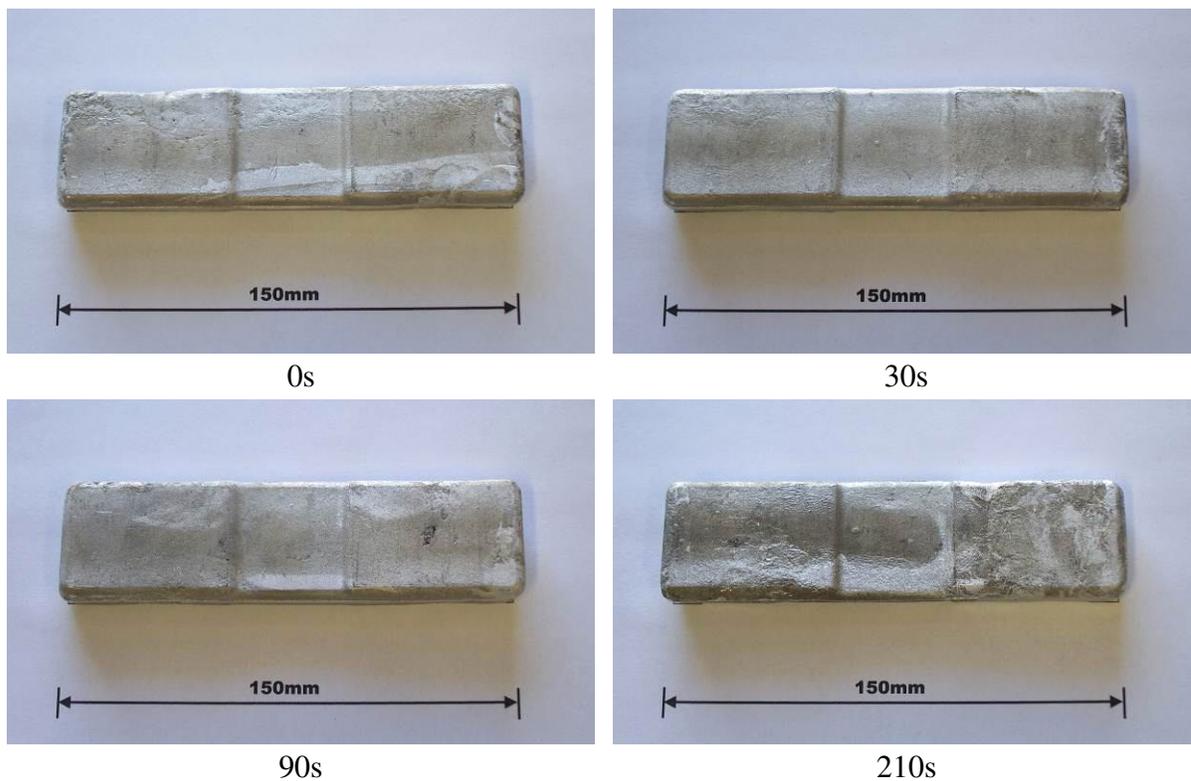


Figura 5.29: Peças tixoforjadas (prensa excêntrica) da liga Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu.

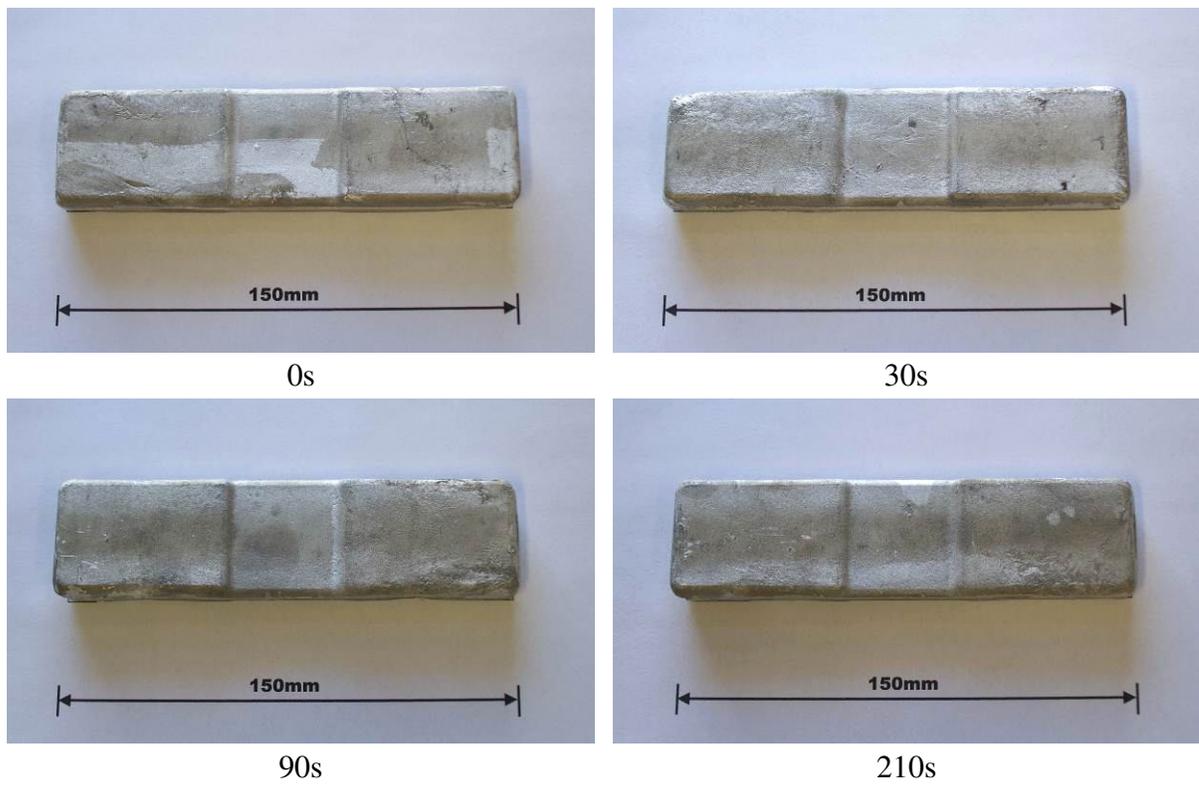


Figura 5.30: Peças tixoforjadas (prensa excêntrica) da liga Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu.

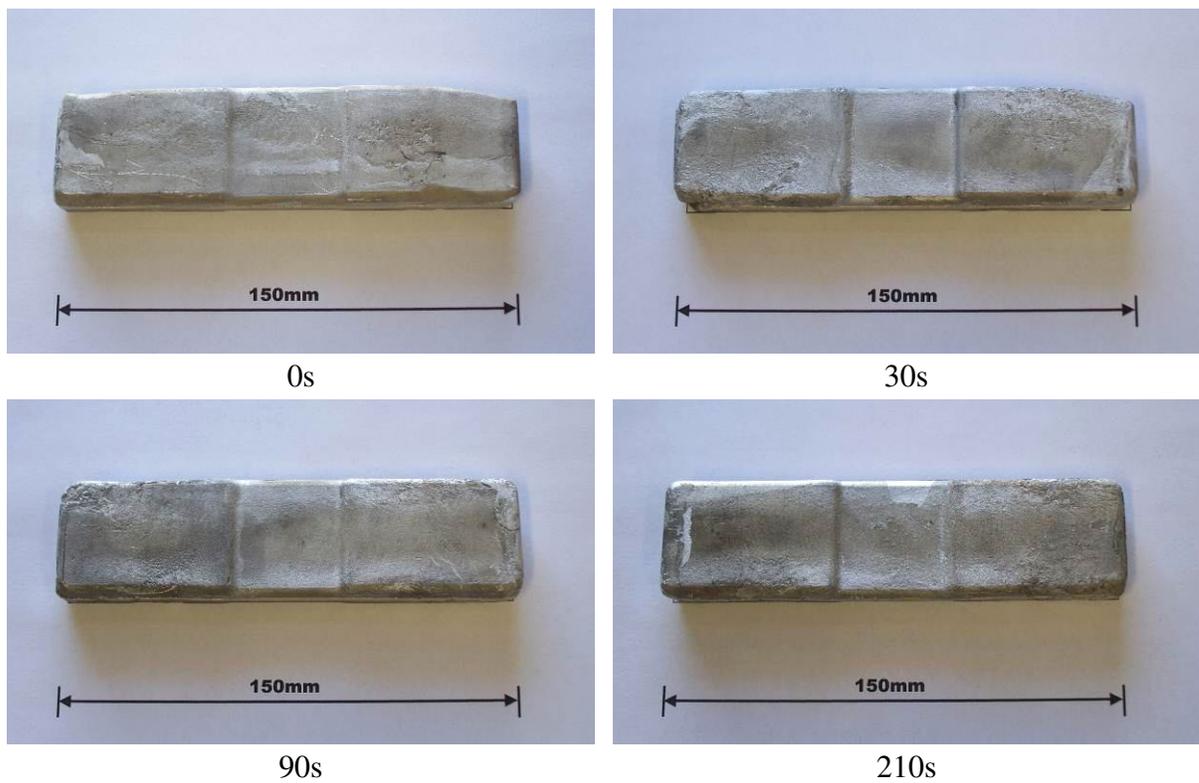


Figura 5.31: Peças tixoforjadas (prensa excêntrica) da liga Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu.

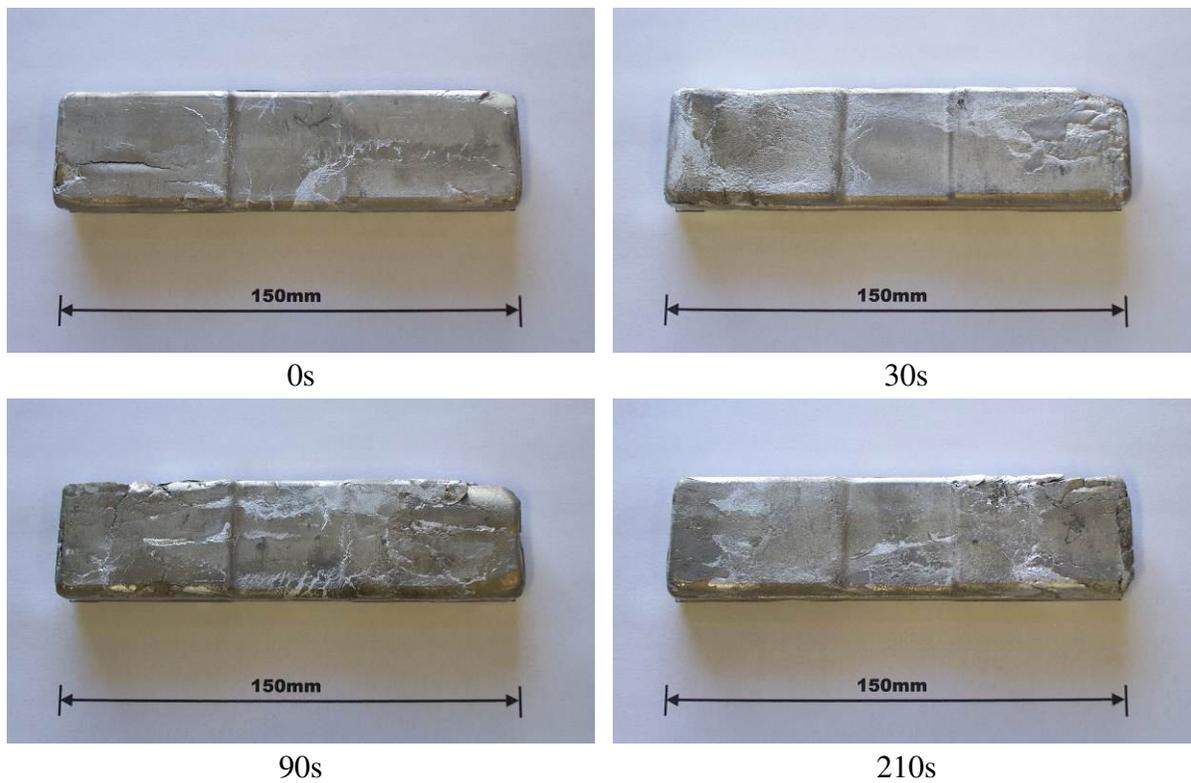


Figura 5.32: Peças tixoforjadas (prensa excêntrica) da liga Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu.

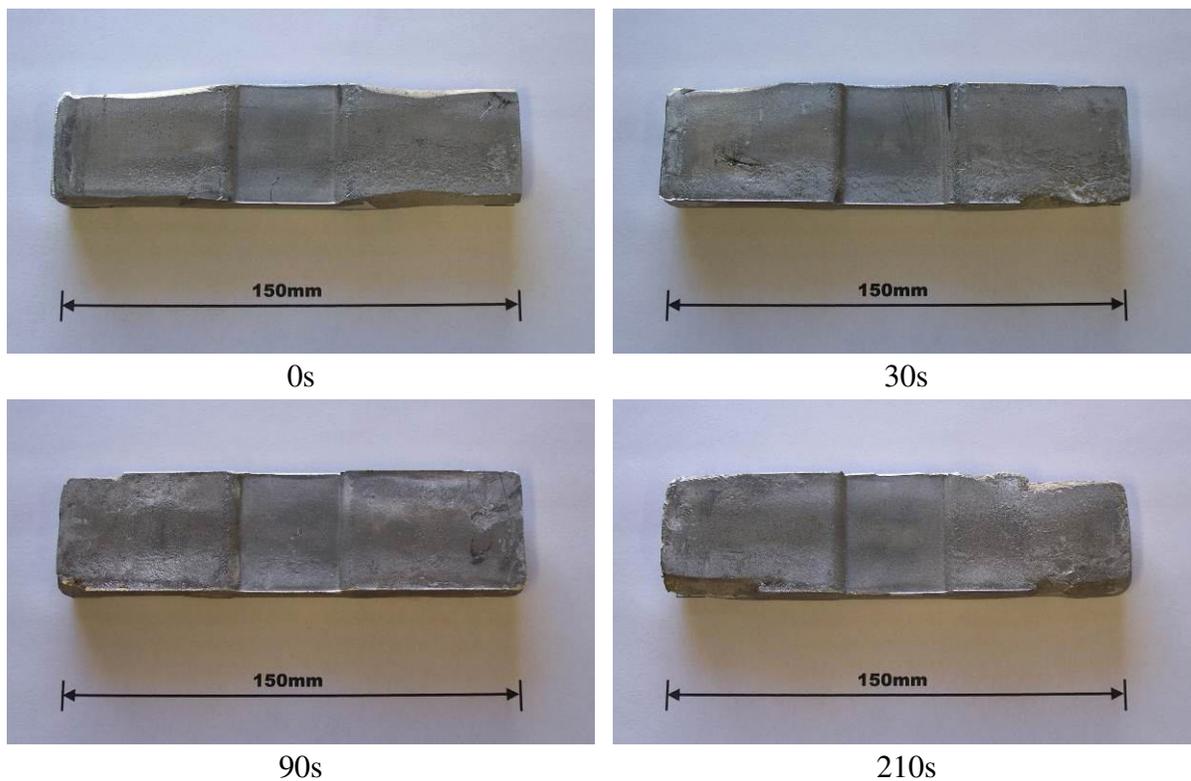


Figura 5.33: Peças tixoforjadas (prensa pneumática) da liga Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu.

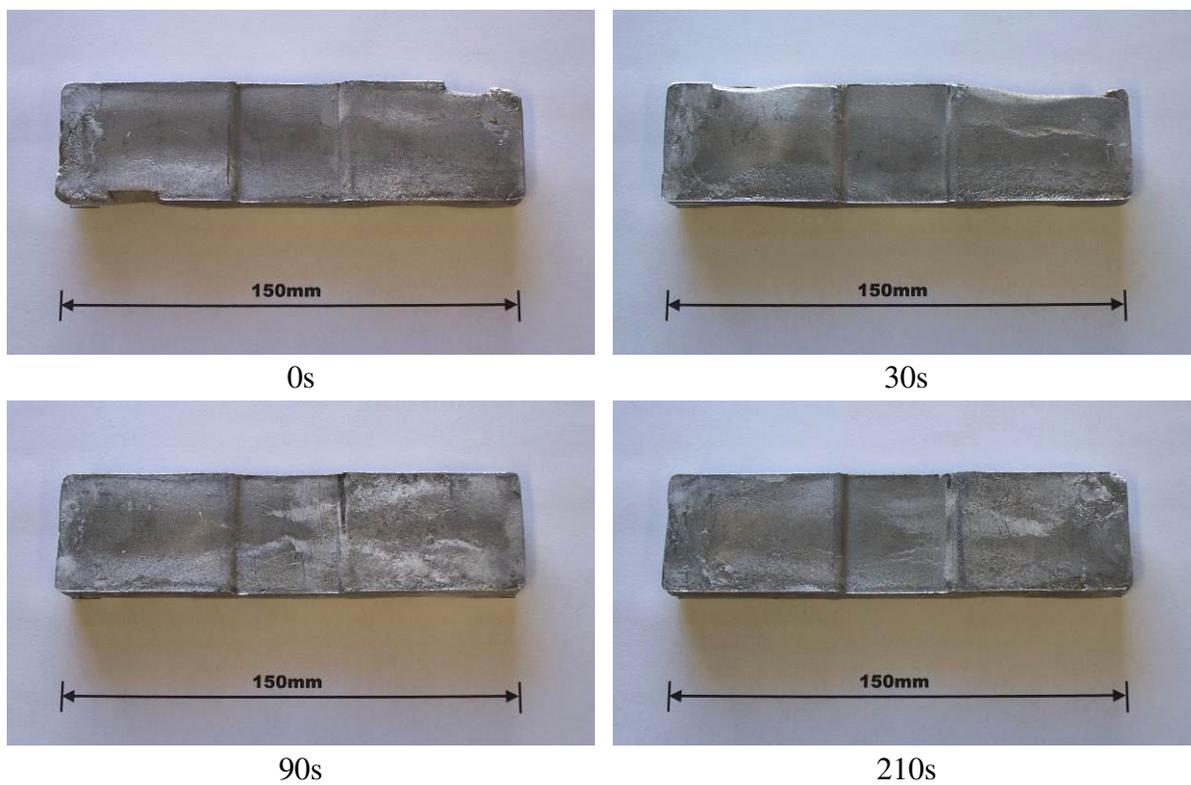


Figura 5.34: Peças tixoforjadas (prensa pneumática) da liga Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu.

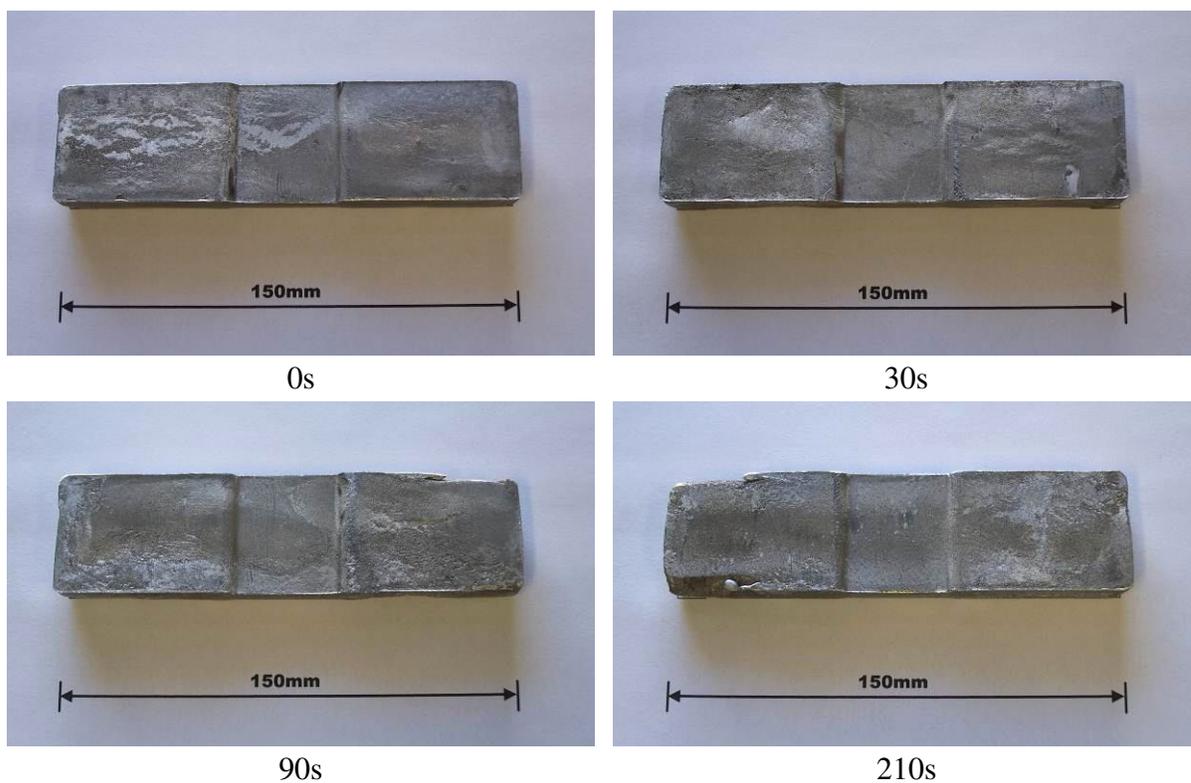


Figura 5.35: Peças tixoforjadas (prensa pneumática) da liga Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu.

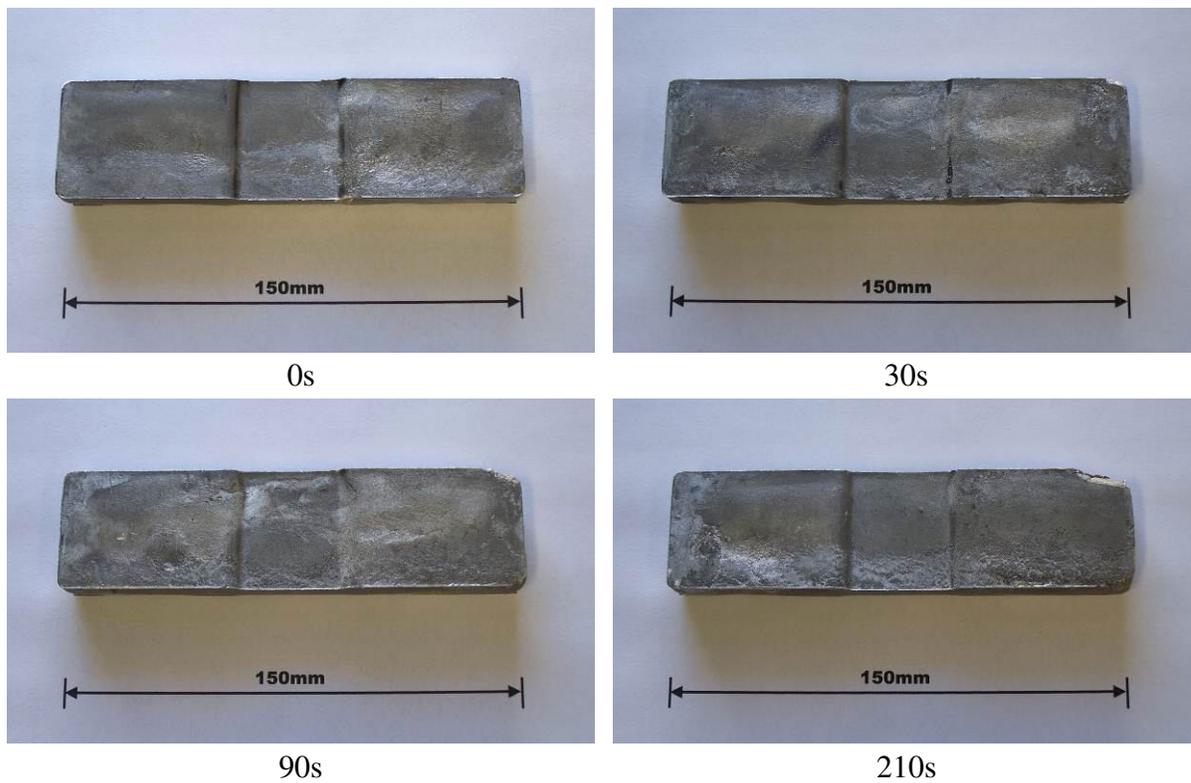


Figura 5.36: Peças tixoforjadas (prensa pneumática) da liga Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu.

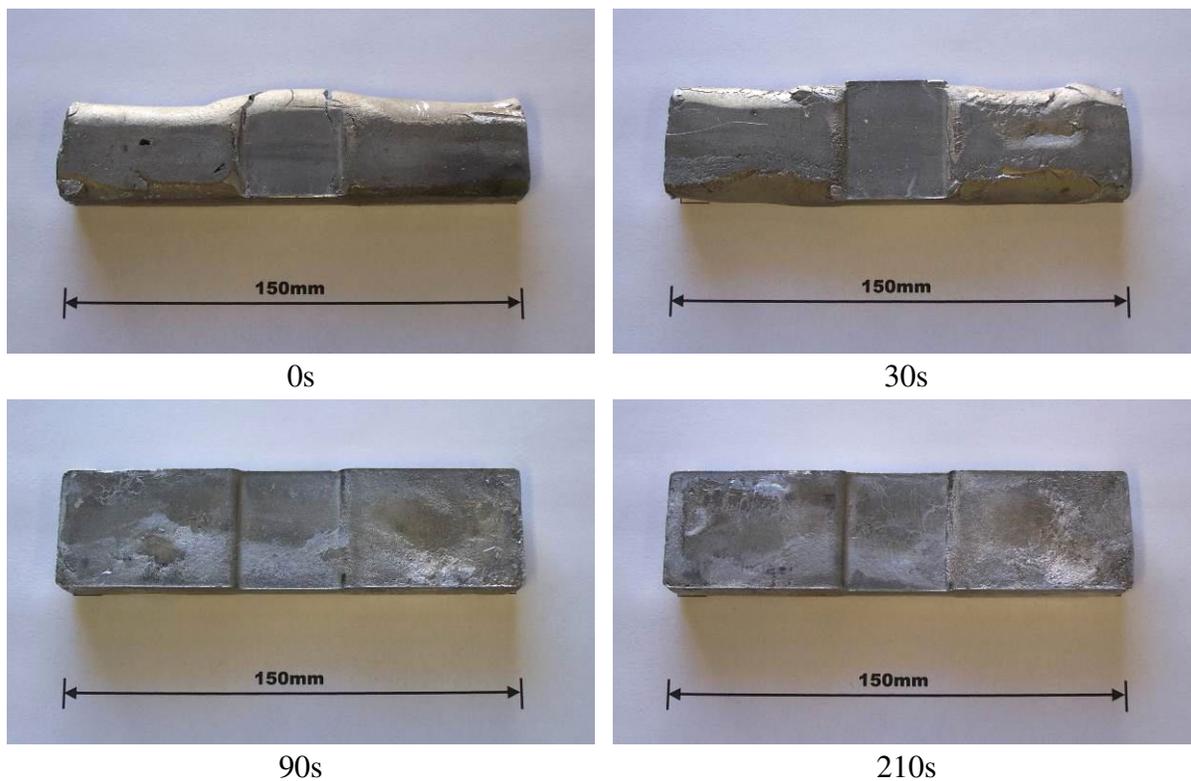


Figura 5.37: Peças tixoforjadas (prensa pneumática) da liga Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu.

Ao observar as figuras das peças tixoforjadas, tanto com a utilização da prensa excêntrica como com a utilização da prensa pneumática, nota-se que a liga Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu foi a que apresentou pior resultado quanto a sua formatação (reprodução de sua geometria) e acabamento final. Uma justificativa quanto a esse resultado se dá pela maior força aplicada para o seu tixoforjamento, além da presença em maior quantidade da fase eutética no material. Porém, ainda neste ponto do trabalho, não é possível realizar a escolha da melhor liga, uma vez que o mais importante são as propriedades mecânicas finais apresentadas.

Uma melhor facilidade na execução do processo de tixoforjamento se deu nas ligas tratadas termicamente com os tempos de 0s, 30s e 90s, pois longos tempos de tratamento dificultam o manuseio do material. Esse fato pode ser explicado pela evolução morfológica apresentada no decorrer do aumento no tempo de globularização. Como discutido anteriormente, a liga quando tratada termicamente com o tempo de 210s apresenta menor interconexão entre as partículas primárias, daí a maior dificuldade de manuseá-las.

Chang (2000) e Yang (2000), em seus trabalhos, descrevem que o principal parâmetro para o preenchimento de uma matriz, aproveitando a característica tixotrópica do material semi-sólido, é a velocidade com que o material é injetado para dentro de uma matriz. Como visto nos ensaios de viscosidade, o material estabelece um patamar de nível de tensão (força/área) baixa e constante por um curto período de tempo. Esse patamar indica a necessidade de se executar o processo de tixoforjamento da forma mais rápida possível, aproveitando ao máximo a característica tixotrópica do material semi-sólido.

As peças tixoforjadas obtidas nas diferentes condições de ensaio foram submetidas a análises microestruturais (metalografia convencional e metalografia colorida) com o objetivo de se compreender melhor o comportamento do material semi-sólido durante o preenchimento do molde, principalmente na região central das peças, como pode ser exemplificado na Figura 5.38.

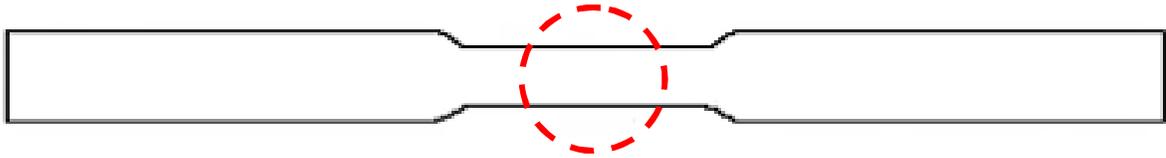


Figura 5.38: Análise da região central das peças tixoforjadas.

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, caso que não ocorre na prensa pneumática, onde há a compactação e solidificação da peça sob pressão.

Na sequência, da Figura 5.39 até a Figura 5.43, são apresentadas as micrografias das ligas Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu e Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu tixoforjadas pelos dois conjuntos de equipamentos empregados (prensa excêntrica e prensa pneumática) para todas as condições, ou seja, tratada termicamente para 45% de fração sólida nos tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s.

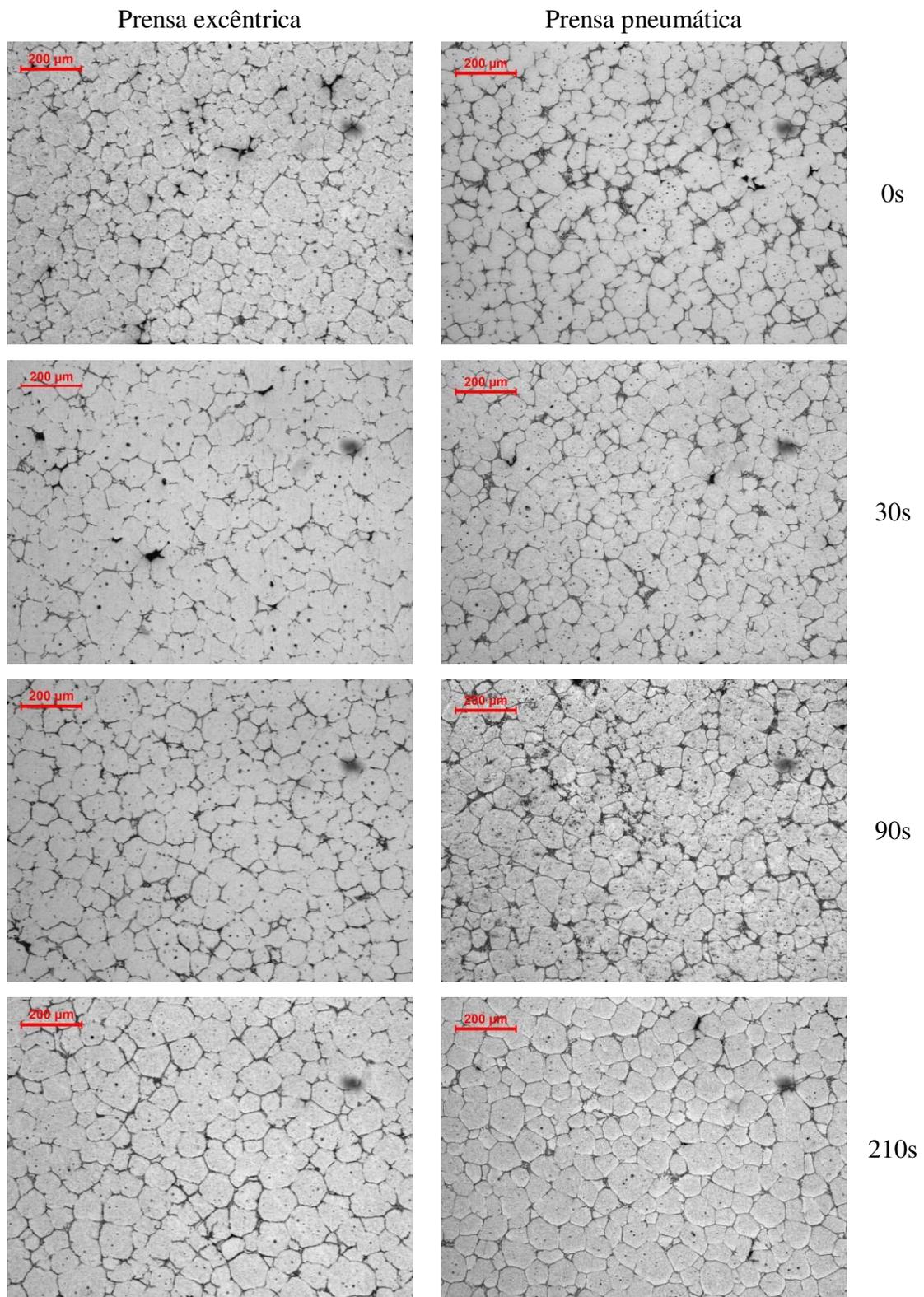


Figura 5.39: Micrografias da liga Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu tixoforjada em prensa excêntrica e prensa pneumática tratada termicamente para 45% de fração sólida nos tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s. Aumento: 100x.

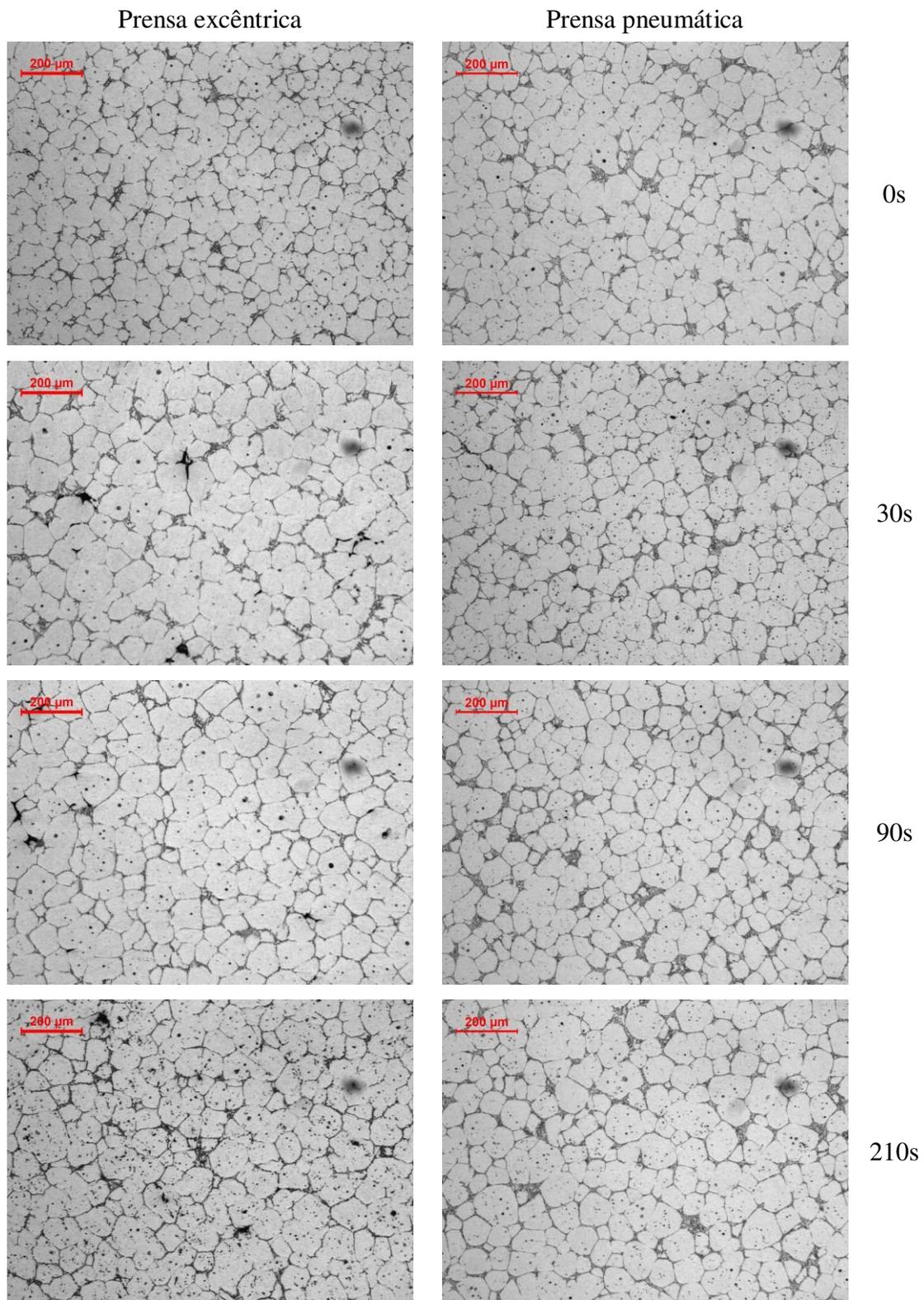


Figura 5.40: Micrografias da liga Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu tixoforjada em prensa excêntrica e prensa pneumática tratada termicamente para 45% de fração sólida nos tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s. Aumento: 100x.

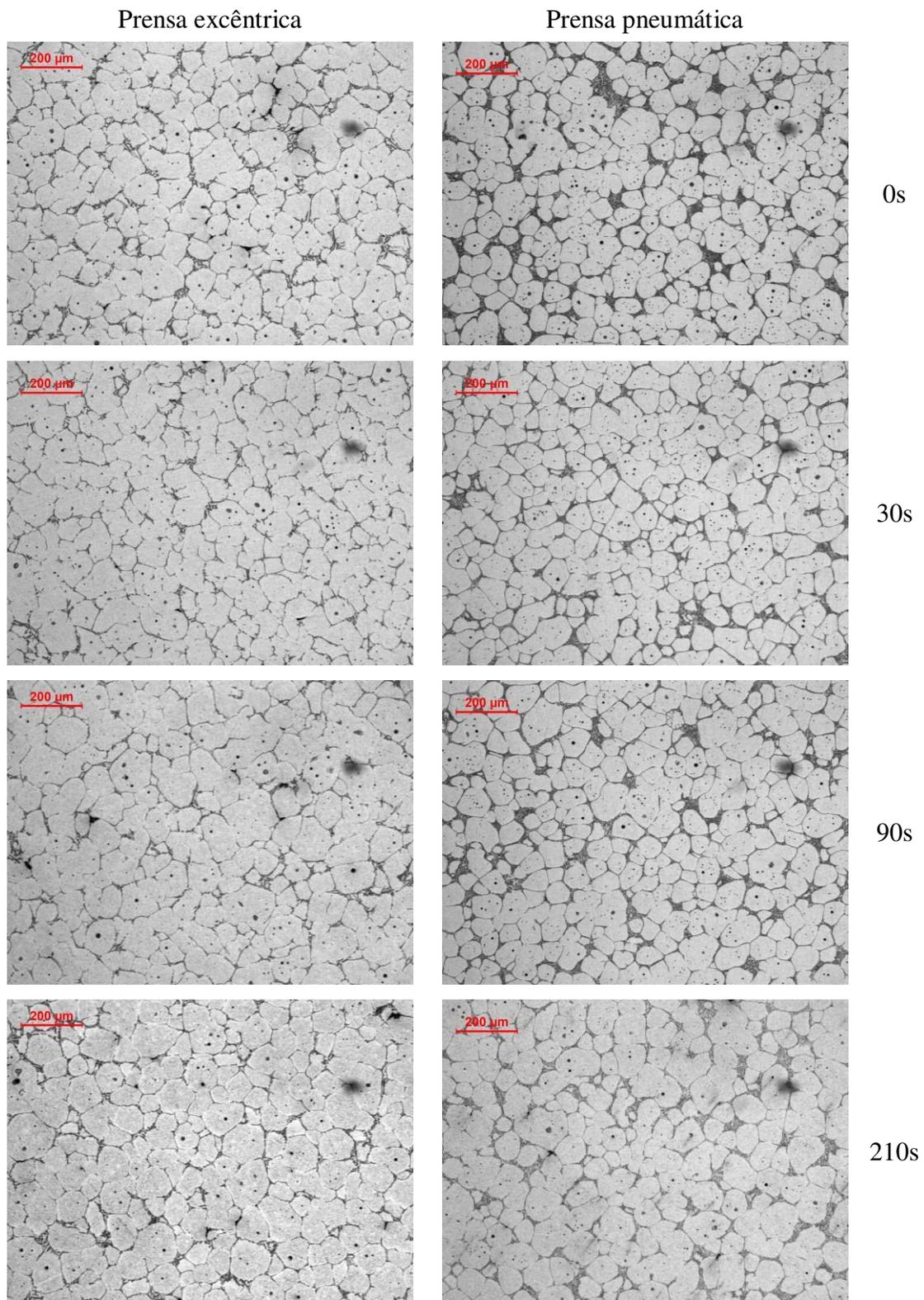


Figura 5.41: Micrografias da liga Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu tixoforjada em prensa excêntrica e prensa pneumática tratada termicamente para 45% de fração sólida nos tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s. Aumento: 100x.

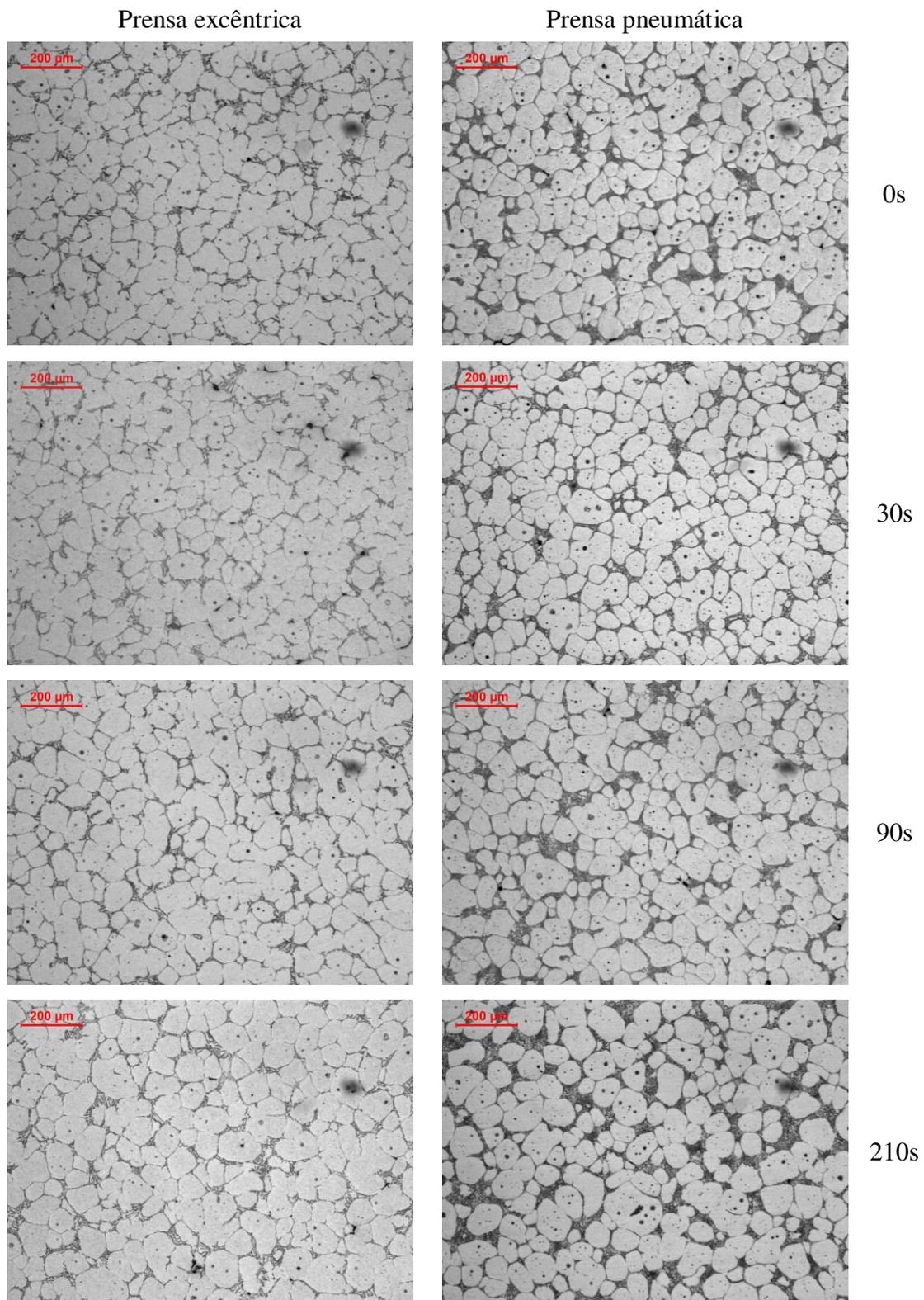


Figura 5.42: Micrografias da liga Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu tixoforjada em prensa excêntrica e prensa pneumática tratada termicamente para 45% de fração sólida nos tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s. Aumento: 100x.

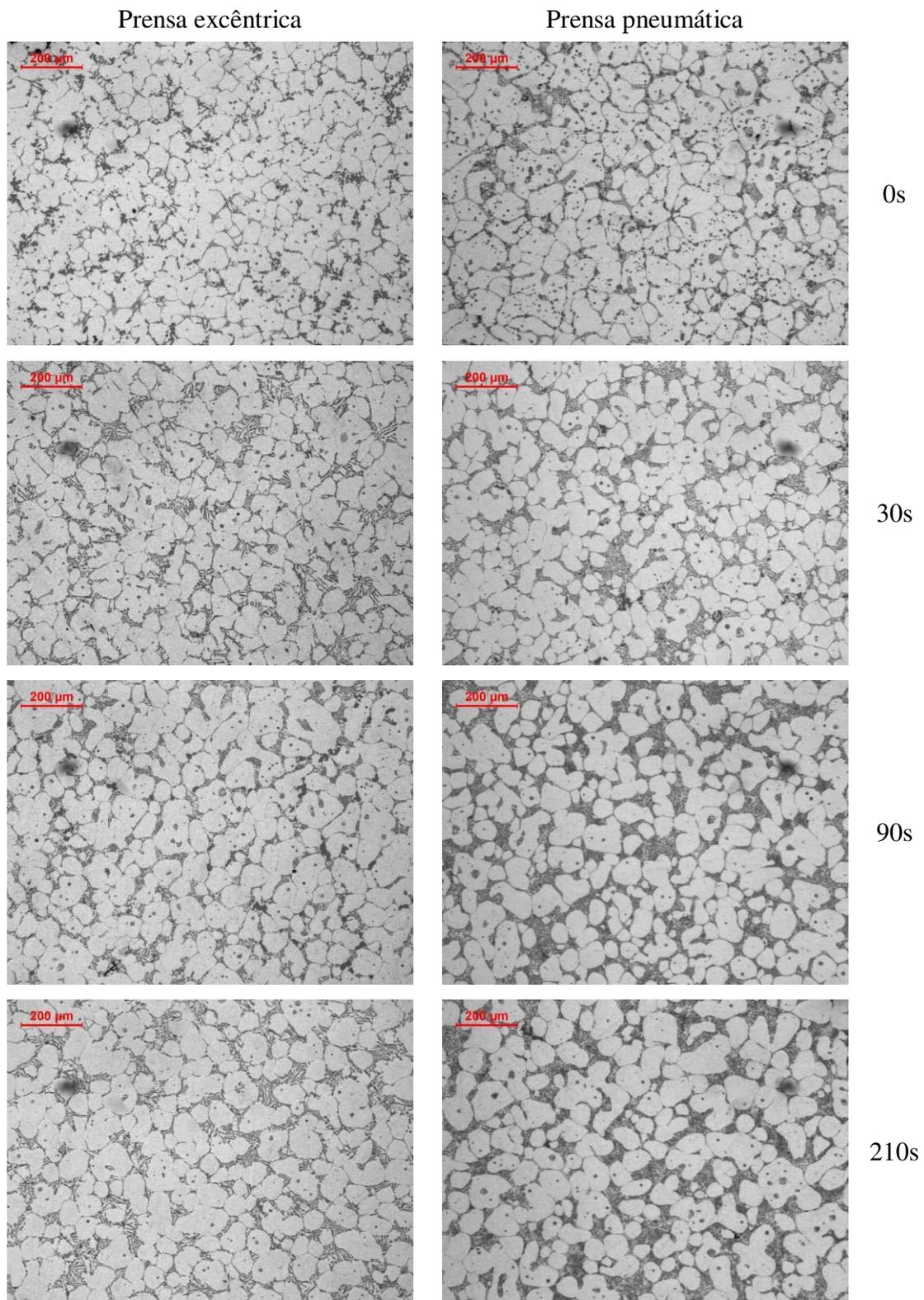


Figura 5.43: Micrografias da liga Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu tixoforjada em prensa excêntrica e prensa pneumática tratada termicamente para 45% de fração sólida nos tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s. Aumento: 100x.

Analisando qualitativamente as Figuras 5.39 até 5.43 que apresentam as microestruturas das ligas Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu e Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu tixoforjadas nota-se a evolução para morfologia globular (tanto para o tempo de 0s como para o tempo de 210s de tratamento) tanto para o tixoforjamento em prensa excêntrica como para o tixoforjamento em prensa pneumática, houve um ligeiro aumento do tamanho dos glóbulos primários durante a manutenção do material à faixa semi-sólida, como também um sensível aumento em seu tamanho e grau de esfericidade no decorrer da evolução morfológica das mesmas devido aos mecanismos de *Ostwald ripening* e de coalescência; nota-se que a microestrutura das ligas tixoforjadas em prensa pneumática proporcionou glóbulos mais esféricos, ou seja, mais circulares; conforme pode ser vista na Figura 5.44. Nota-se em todas as ligas a presença de pequenos precipitados distribuídos finamente na matriz de alumínio. Mas à medida que o teor de silício aumenta a presença destes precipitados diminuem.

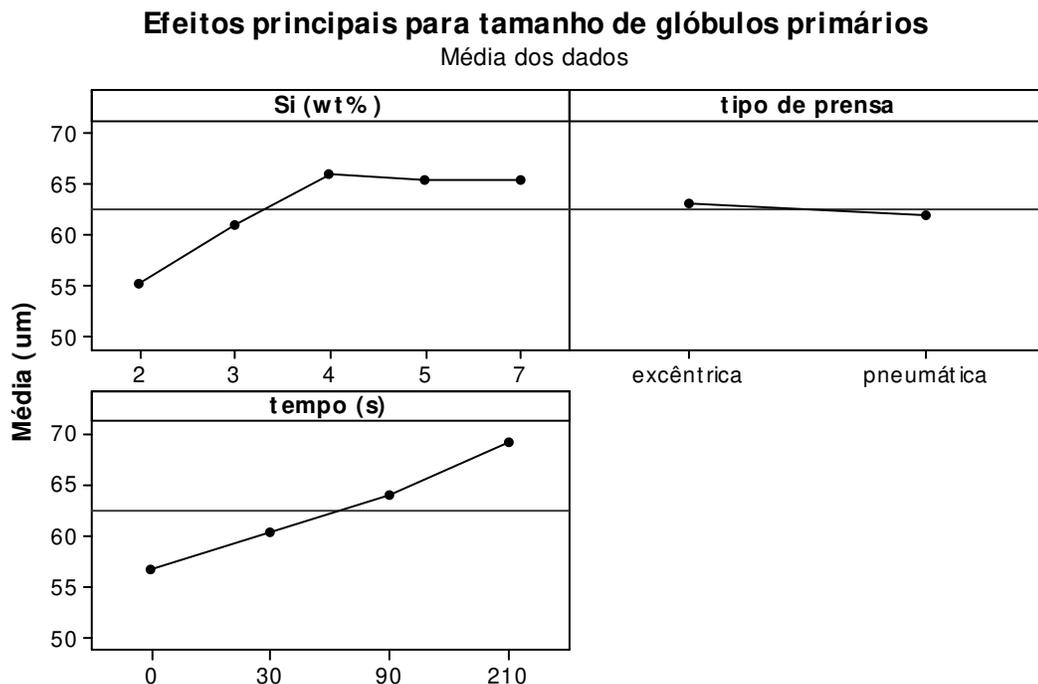


Figura 5.44: Gráficos dos efeitos principais das variáveis de influência sobre o tamanho médio dos glóbulos primários após o tixoforjamento, obtidos através do *software* Minitab® 16.

Com relação ao fator de forma (SF) que indica o quanto à estrutura é globular (circular), pode-se notar que as estruturas das ligas Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu e Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu são globulares, tendo em sua grande maioria valores na casa de 0,50 a 0,70, conforme observado na Figura 5.45. Nota-se que os maiores valores se deram com as amostras que foram tixoforjadas em prensa pneumática, uma vez que há um melhor controle na solidificação do material, ou seja, ocorrendo a solidificação e consolidação da peça sob pressão, proporcionando assim uma estrutura mais homogênea com partículas de fase primária bastante globularizadas e com a fase secundária bem distribuída, fato também observado por Vilas Boas (2012), tornando o tipo de prensa a variável de maior influência, quando se quer a obtenção de uma estrutura totalmente globular.

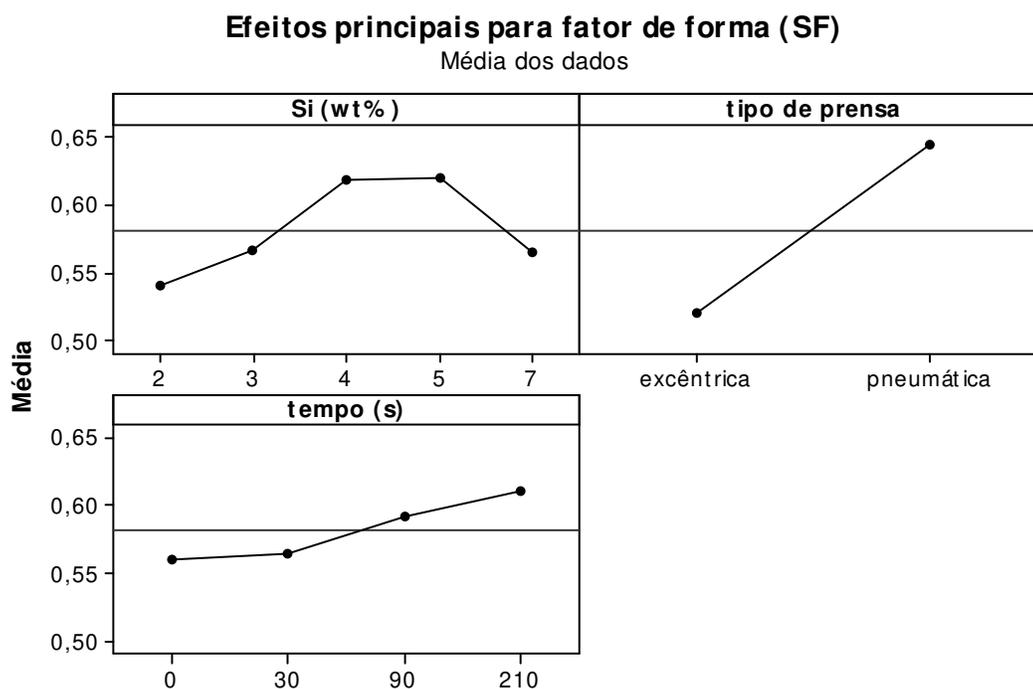


Figura 5.45: Gráficos dos efeitos principais das variáveis de influência sobre o fator de forma após o tixoforjamento, obtidos através do *software* Minitab[®] 16.

A liga Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu apresentou os maiores valores referentes ao fator de forma de circularidade (SF) como também foi a que apresentou os melhores valores de viscosidade aparente, ou seja, comprovando de fato a tese de que quando o material possui uma microestrutura composta por glóbulos/grãos praticamente circulares, isto se traduz em um melhor comportamento durante o escoamento do material nos testes de compressão a quente. Na Tabela

5.9 são apresentados os tamanhos médios de glóbulo primário, os valores do fator de forma (*SF*) e a porcentagem de poros para as ligas estudadas, lembrando que o fator de forma adotado neste trabalho foi o parâmetro de circularidade, sendo que quanto mais próximo de “1”, mais globular é a estrutura.

Tabela 5.9: Valores de tamanho médio de glóbulo primário, fator de forma e porosidade para cada condição de ensaio proposta.

<i>Ligas</i>	<i>Tipo de prensa</i>	<i>Tempo de tratamento (s)</i>	<i>Tamanho de glóbulo primário (μm)</i>	<i>Fator de forma (SF)</i>	<i>Porosidade (%)</i>	
<i>Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu</i>	Fundida		37 ± 2	$0,40 \pm 0,16$	5,2	
	Excêntrica	0	47 ± 4	$0,45 \pm 0,19$	2,2	
		30	52 ± 4	$0,42 \pm 0,18$	1,7	
		90	58 ± 4	$0,42 \pm 0,16$	1,5	
		210	65 ± 6	$0,50 \pm 0,18$	1,8	
	Pneumática	0	48 ± 4	$0,54 \pm 0,17$	0,7	
		30	53 ± 5	$0,58 \pm 0,18$	0,5	
		90	59 ± 6	$0,61 \pm 0,17$	0,8	
		210	59 ± 8	$0,67 \pm 0,16$	0,6	
	<i>Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu</i>	Fundida		34 ± 3	$0,38 \pm 0,18$	4,9
		Excêntrica	0	54 ± 5	$0,51 \pm 0,17$	1,5
			30	62 ± 5	$0,52 \pm 0,17$	2,1
90			67 ± 4	$0,52 \pm 0,18$	1,3	
210			73 ± 7	$0,49 \pm 0,17$	1,7	
Pneumática		0	53 ± 5	$0,61 \pm 0,17$	0,9	
		30	55 ± 6	$0,61 \pm 0,16$	0,7	
		90	56 ± 5	$0,65 \pm 0,16$	0,8	
		210	67 ± 6	$0,62 \pm 0,17$	1,1	
<i>Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu</i>		Fundida		35 ± 3	$0,43 \pm 0,19$	5,1
		Excêntrica	0	59 ± 7	$0,55 \pm 0,18$	2,0
			30	65 ± 6	$0,49 \pm 0,18$	1,5
	90		69 ± 8	$0,56 \pm 0,18$	1,3	
	210		67 ± 7	$0,58 \pm 0,17$	1,9	
	Pneumática	0	62 ± 7	$0,68 \pm 0,17$	0,7	
		30	62 ± 7	$0,68 \pm 0,16$	0,5	
		90	68 ± 7	$0,71 \pm 0,15$	1,0	

		210	75 ± 6	$0,69 \pm 0,16$	0,6
<i>Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu</i>	Fundida		37 ± 7	$0,40 \pm 0,19$	5,9
	Excêntrica	0	64 ± 8	$0,52 \pm 0,17$	2,1
		30	68 ± 5	$0,55 \pm 0,16$	2,0
		90	65 ± 5	$0,59 \pm 0,17$	1,8
		210	71 ± 6	$0,60 \pm 0,16$	2,2
	Pneumática	0	56 ± 6	$0,67 \pm 0,17$	0,9
		30	60 ± 8	$0,69 \pm 0,16$	1,1
		90	63 ± 8	$0,65 \pm 0,18$	1,0
		210	75 ± 8	$0,69 \pm 0,16$	0,8
	<i>Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu</i>	Fundida		42 ± 5	$0,42 \pm 0,18$
Excêntrica		0	57 ± 6	$0,46 \pm 0,18$	2,3
		30	64 ± 7	$0,50 \pm 0,17$	2,2
		90	69 ± 6	$0,55 \pm 0,18$	1,8
		210	65 ± 7	$0,62 \pm 0,16$	1,6
Pneumática		0	66 ± 10	$0,48 \pm 0,19$	0,9
		30	62 ± 9	$0,61 \pm 0,18$	0,8
		90	65 ± 8	$0,66 \pm 0,18$	1,0
		210	74 ± 6	$0,64 \pm 0,19$	0,7

O tixoforjamento em prensa excêntrica proporcionou tamanhos maiores de glóbulos primários em relação ao tixoforjamento em prensa pneumática devido ao fato de que no tixoforjamento em prensa excêntrica há a queda do martelo da prensa e logo em sequência o mesmo retorna com isso o material tixoforjado não se consolida completamente ocorrendo a recuperação da estrutura. Quando comparados os tamanhos de glóbulos primários das ligas que passaram pelo tratamento térmico de globularização, principalmente as ligas com 45% de fração sólida, pois é esta condição que foi escolhida para a sequência do trabalho com as ligas que foram também tixoforjadas, tanto em prensa excêntrica como em prensa pneumática, nota-se que os valores médios de tamanho de glóbulos primários permaneceram praticamente idênticos, mostrando que o tempo usado para a manutenção do material na faixa semi-sólida foi o correto.

As peças tixoforjadas em prensa excêntrica e em prensa pneumática foram também caracterizadas quanto à quantidade de poros, lembrando que as ligas utilizadas neste trabalho não passaram por nenhum processo de desgaseificação no decorrer do processo de fundição. A quantidade de poros encontrados nas ligas tixoforjadas em prensa excêntrica encontra-se em torno de 1,6% a 2,0% da área total da amostra, já a quantidade de poros encontrados nas ligas

tixoforjadas em prensa pneumática encontra-se na faixa de 0,65% a 0,85% da área total da amostra. Na Figura 5.46 observa-se a queda da porosidade de todas as ligas, desde sob a condição fundida, passando pelo tratamento térmico de globularização (45% e 60%) e pelo tixoforjamento (prensa excêntrica e prensa pneumática), lembrando que foi realizada uma média dos valores obtidos entre os tempos de tratamento (0s, 30s, 90s e 210s) para todas as condições analisadas, ou seja, fração sólida de 45% e 60% como também tixoforjamento em prensa excêntrica e prensa pneumática para uma melhor visualização dos resultados. Esta diminuição da quantidade de poros encontrada nas peças quando utilizada a prensa pneumática é devido ao fato de que em seu processo ocorre a solidificação e consolidação da peça sob pressão havendo a eliminação ou ao menos a diminuição dos gases internos, proporcionando assim menor porosidade no material e conseqüentemente uma estrutura mais homogênea quando da solicitação de esforços externos; outro fato observado é que à medida que se aumenta a quantidade de silício nas ligas aumenta-se a quantidade de poros, principalmente para as ligas Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu e Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu, fato também observado por Leite (2009).

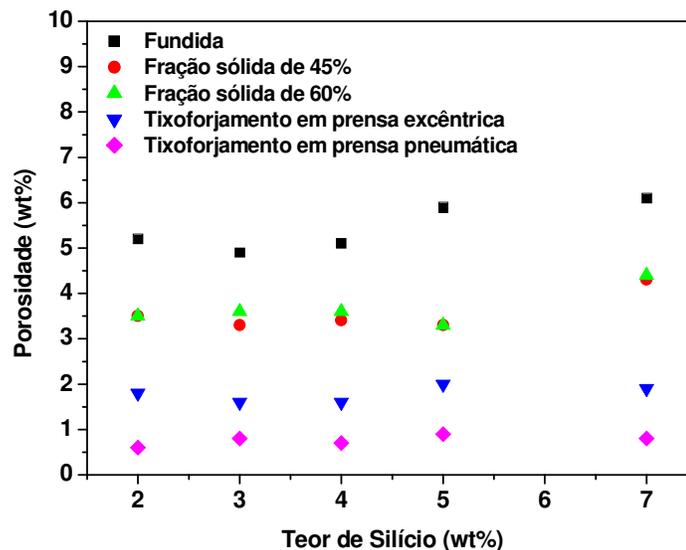


Figura 5.46: Diminuição da porosidade das ligas estudadas.

Na sequência, da Figura 5.47 até a Figura 5.51, são apresentadas as micrografias das ligas Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu e Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu via metalografia colorida sob a condição tixoforjada (prensa excêntrica e prensa pneumática) para todas as condições, ou seja, tratada termicamente para 45% de fração sólida nos tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s.

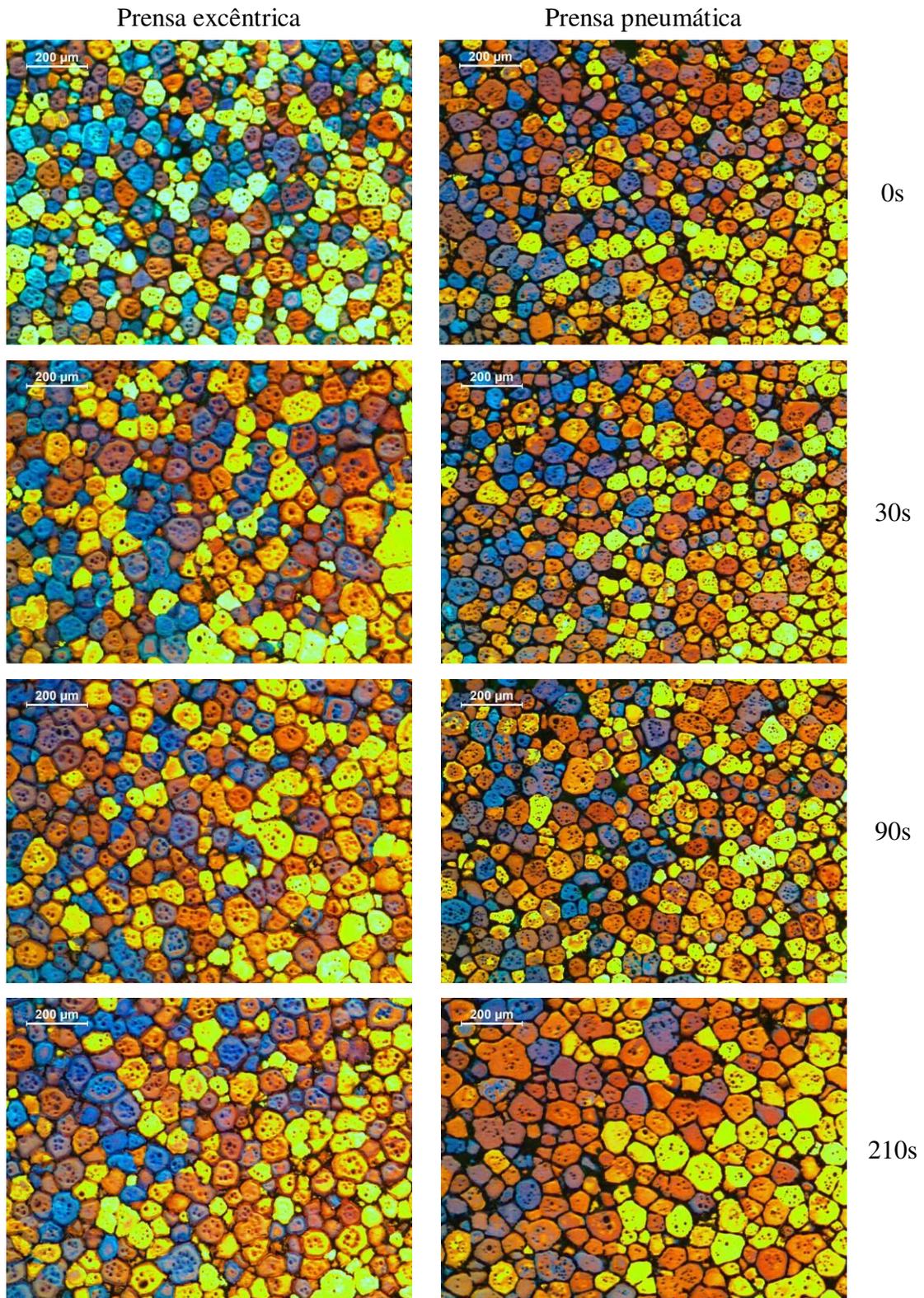


Figura 5.47: Micrografias da liga Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu tixoforjada em prensa excêntrica e prensa pneumática tratada termicamente para 45% de fração sólida nos tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s. Aumento: 100x.

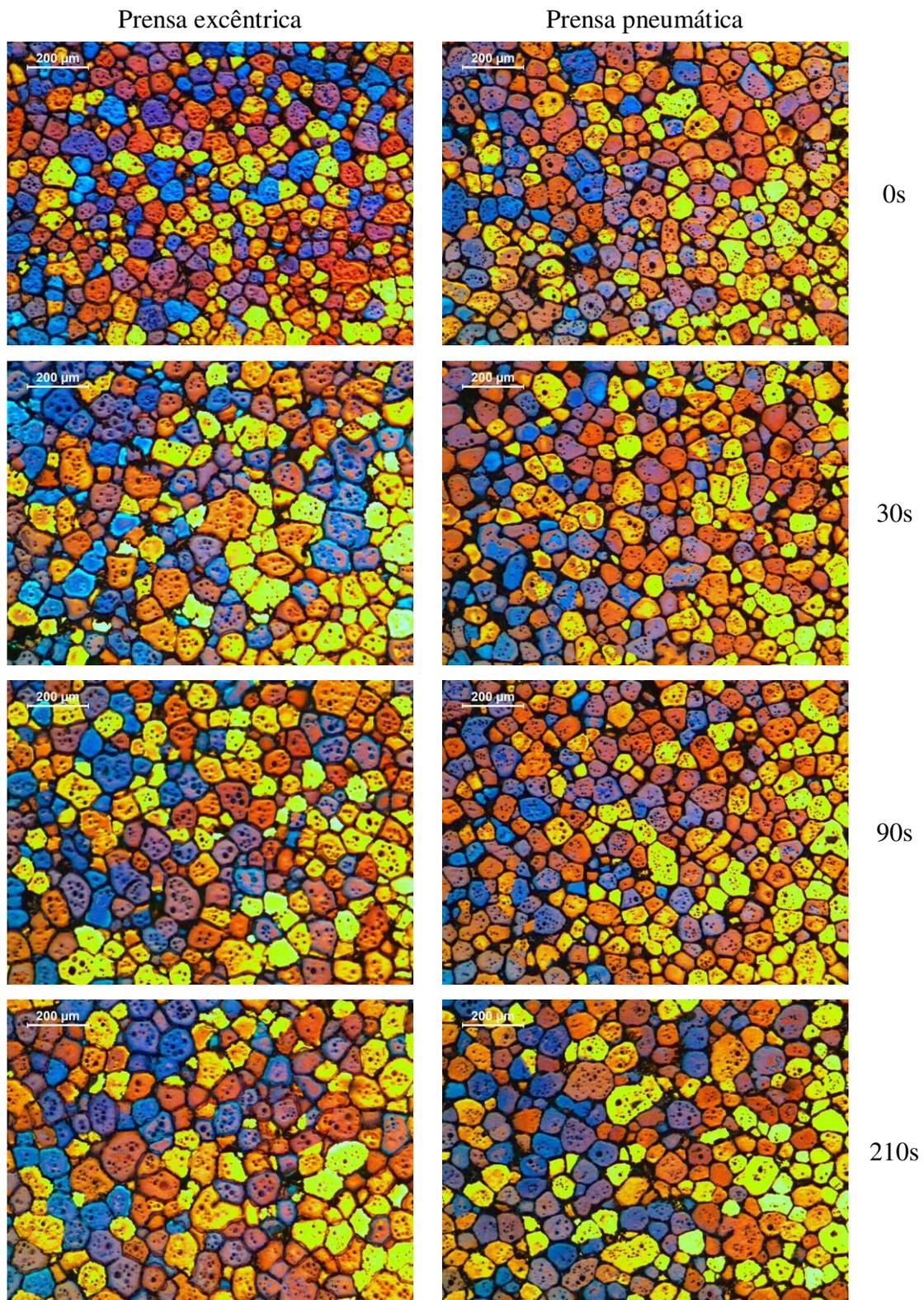


Figura 5.48: Micrografias da liga Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu tixoforjada em prensa excêntrica e prensa pneumática tratada termicamente para 45% de fração sólida nos tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s. Aumento: 100x.

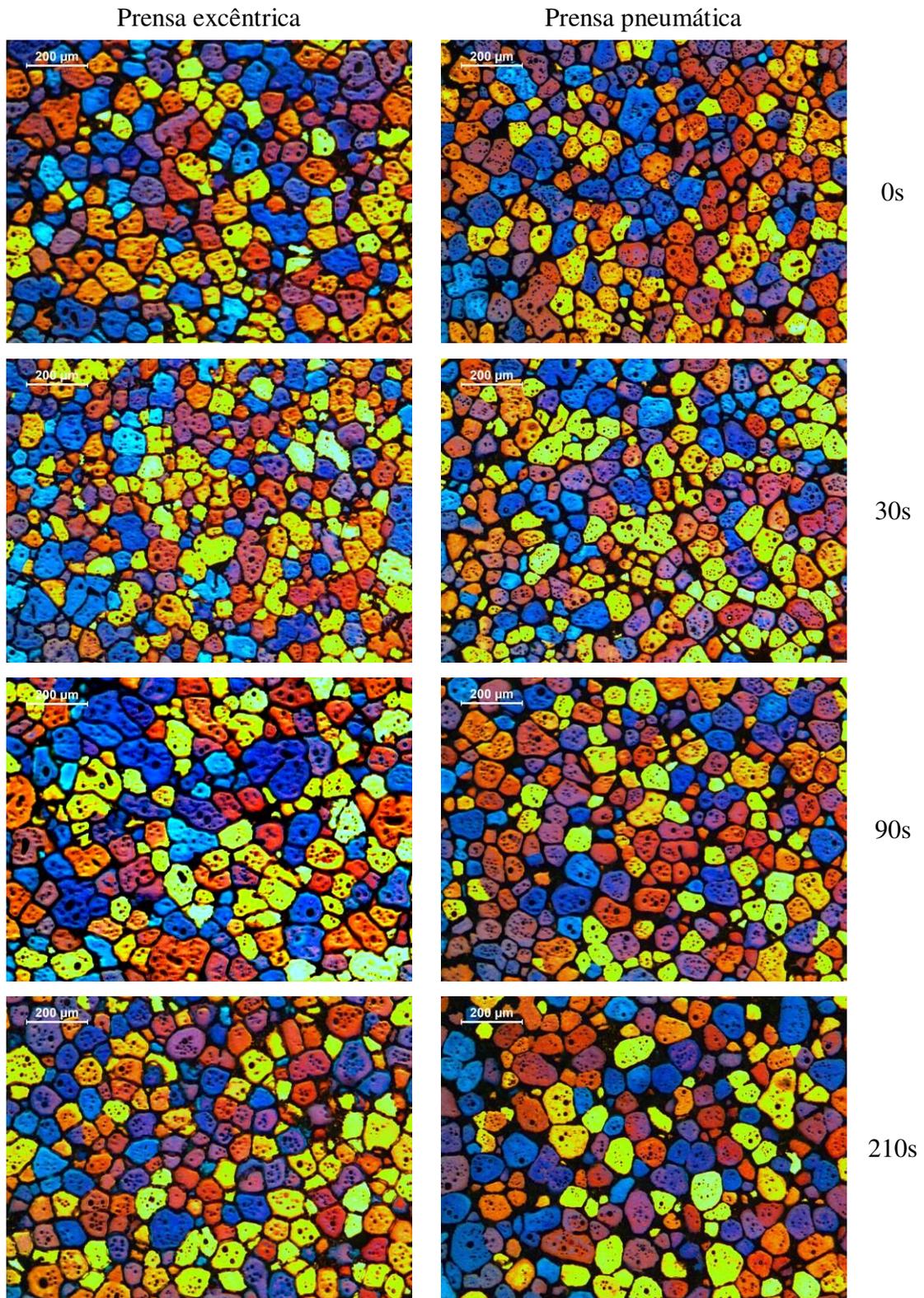


Figura 5.49: Micrografias da liga Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu tixoforjada em prensa excêntrica e prensa pneumática tratada termicamente para 45% de fração sólida nos tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s. Aumento: 100x.

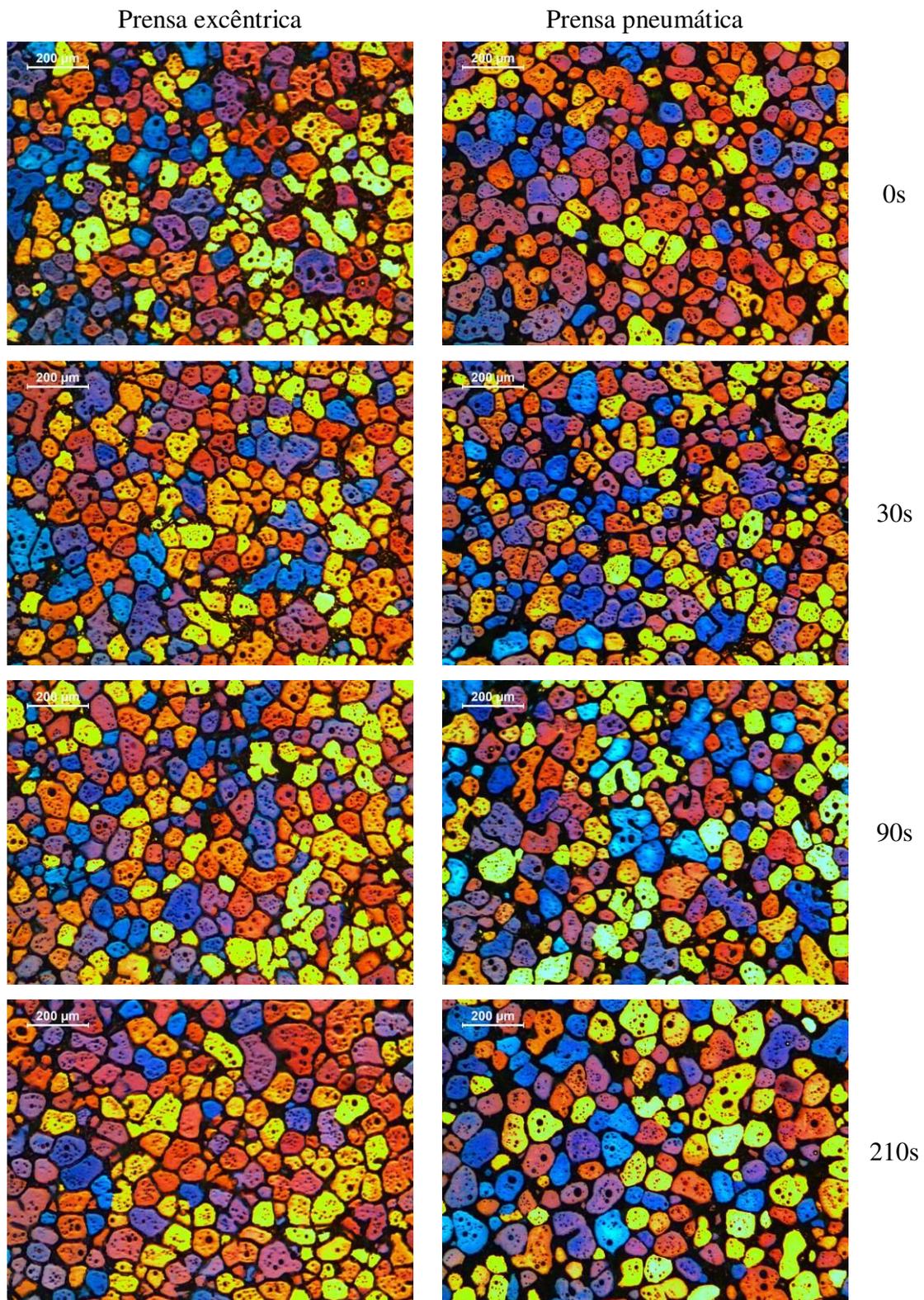


Figura 5.50: Micrografias da liga Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu tixoforjada em prensa excêntrica e prensa pneumática tratada termicamente para 45% de fração sólida nos tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s. Aumento: 100x.

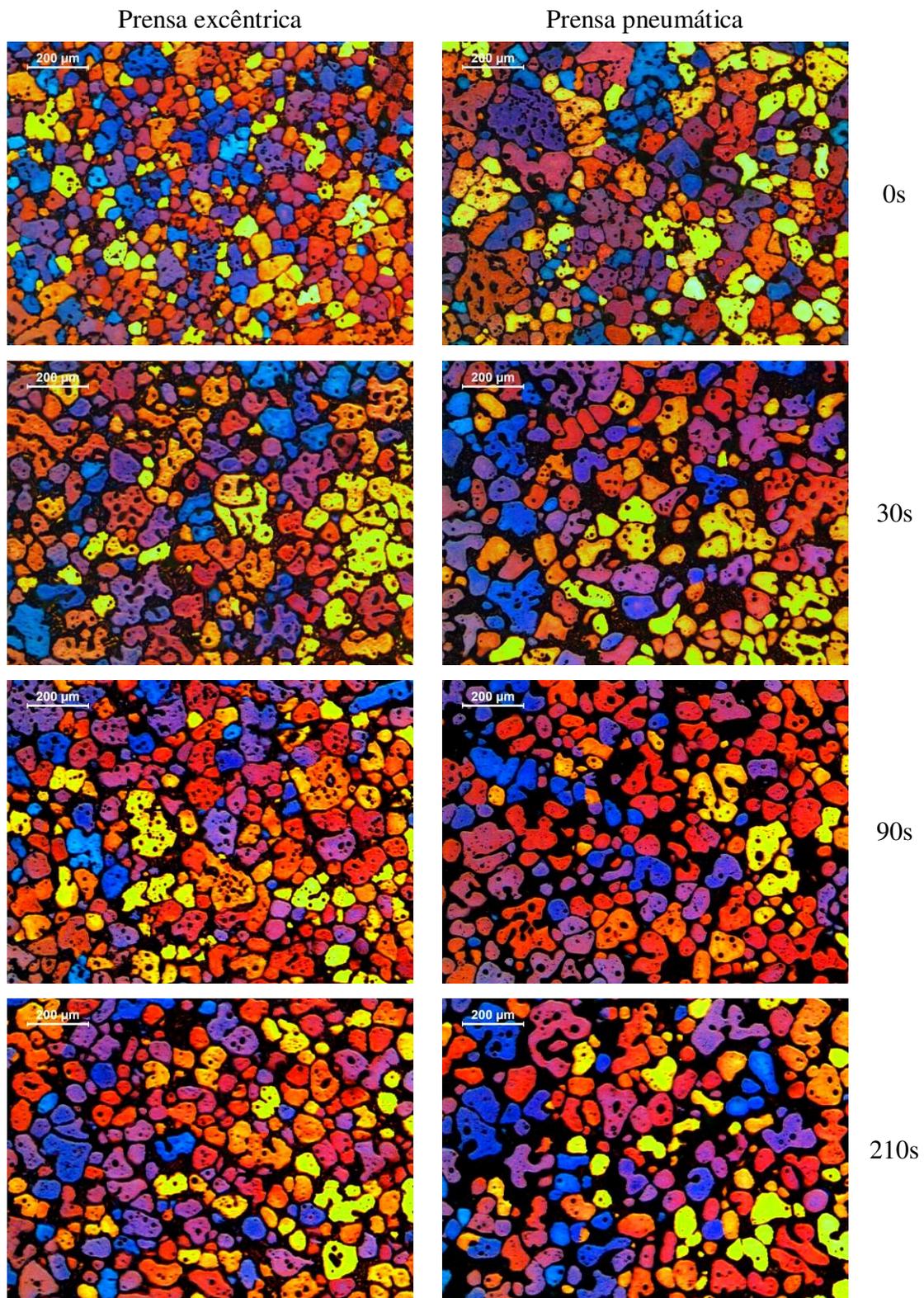


Figura 5.51: Micrografias da liga Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu tixoforjada em prensa excêntrica e prensa pneumática tratada termicamente para 45% de fração sólida nos tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s. Aumento: 100x.

As Figuras 5.47 até 5.51 mostram a evolução morfológica em termos de microestruturas (grãos) das ligas Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu e Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu durante o reaquecimento ao estado semi-sólido e posterior tixoforjamento. 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 microestruturas apresentaram homogeneidade em relação aos grãos, e não houve diferenças entre os resultados obtidos para as ligas tixoforjadas em prensa excêntrica como para as tixoforjadas em prensa pneumática, como também se notou nas microestruturas, via metalografia convencional, uma grande homogeneidade.

O tixoforjamento tanto em prensa excêntrica como em prensa pneumática proporcionou tamanhos menores de grãos quando comparados com as ligas que passaram pelo tratamento térmico de globularização, principalmente as ligas com 45% de fração sólida, exceto para a liga Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu.

A Figura 5.51 com a liga Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu apresenta grãos em forma de rosetas para os diferentes tempos de tratamento térmico. O fato desta liga apresentar estrutura em forma de roseta quando comparado com as demais ligas produzidas se deve ao aumento do teor de silício, uma vez que o aumento dos teores de soluto em uma liga gera o aumento do super-resfriamento constitucional, e respectiva instabilização da interface sólido/líquido durante a solidificação, induzindo o crescimento dendrítico e, logo, suprimindo os efeitos de globularização desejados (GARCIA, 2001). Outro fato observado é o aumento do tamanho de grãos, gerado pela perda de eficiência do agente refinador utilizado, neste caso a liga Al-5,0wt%Ti-1,0wt%B.

A Tabela 5.10 apresenta os tamanhos médios de grãos e os valores do RQI para as ligas estudadas em cada condição de ensaio proposta. O *Rheocast Quality Index* (RQI) é um índice de qualidade do material refundido e é dado pelo quociente entre o tamanho da partícula primária e o tamanho do grão, ou seja, razão entre a microestrutura (metalografia colorida) e a microestrutura (metalografia convencional) 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.

Tabela 5.10: Valores de tamanho médio de grão e de RQI para cada condição de ensaio proposta.

<i>Ligas</i>	<i>Tipo de prensa</i>	<i>Tempo de tratamento (s)</i>	<i>Tamanho de grão (μm)</i>	<i>RQI</i>
<i>Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu</i>	Fundida		62 ± 8	0,24
	Excêntrica	0	77 ± 12	0,28
		30	84 ± 12	0,26
		90	96 ± 20	0,25
		210	102 ± 23	0,32
	Pneumática	0	94 ± 16	0,27
		30	84 ± 14	0,37
		90	97 ± 20	0,37
		210	102 ± 17	0,39
	<i>Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu</i>	Fundida		65 ± 11
Excêntrica		0	75 ± 11	0,37
		30	95 ± 16	0,34
		90	103 ± 20	0,34
		210	107 ± 15	0,34
Pneumática		0	89 ± 13	0,36
		30	91 ± 15	0,37
		90	96 ± 23	0,38
		210	99 ± 22	0,42
<i>Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu</i>		Fundida		75 ± 11
	Excêntrica	0	92 ± 15	0,35
		30	88 ± 19	0,36
		90	104 ± 20	0,37
		210	97 ± 14	0,40
	Pneumática	0	104 ± 20	0,41
		30	97 ± 21	0,44
		90	95 ± 17	0,51
		210	113 ± 25	0,46
	<i>Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu</i>	Fundida		129 ± 34
Excêntrica		0	100 ± 21	0,33
		30	102 ± 22	0,36
		90	104 ± 22	0,37
		210	113 ± 21	0,38
Pneumática		0	104 ± 15	0,36
		30	105 ± 20	0,40

		90	95 ± 13	0,43
		210	109 ± 18	0,48
<i>Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu</i>	Fundida		139 ± 28	0,13
	Excêntrica	0	77 ± 14	0,34
		30	103 ± 19	0,31
		90	107 ± 20	0,36
		210	132 ± 33	0,30
	Pneumática	0	98 ± 14	0,32
		30	122 ± 19	0,31
		90	123 ± 21	0,35
		210	122 ± 20	0,39

Nota-se, a partir da Tabela 5.10 que os tamanhos médios de grãos das ligas estudadas apresentaram tendência crescente desde o tempo de tratamento de 0s até o tempo de tratamento de 210s. Essa diferença extremamente pequena do tamanho médio de grãos, desde o tempo 0s até o tempo de 210s, como também entre o tixoforjamento em prensa excêntrica e prensa pneumática é excelente, pois demonstra que somente o fato do material ser reaquecido já faz com que ele apresente características propícias ao processo de tixoconformação. Isso também pode ser visto na Figura 5.52, onde observa-se que as principais variáveis de influência são o teor de silício seguido do tempo de tratamento térmico.

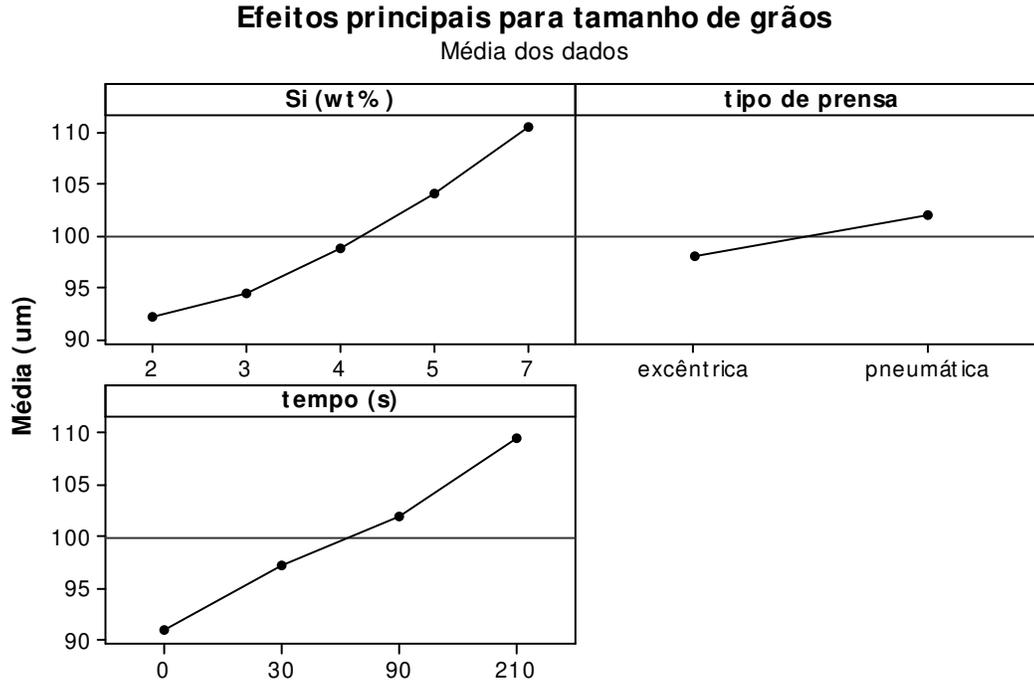


Figura 5.52: Gráficos dos efeitos principais das variáveis de influência sobre o tamanho médio dos grãos após o tixoforjamento, obtidos através do *software* Minitab[®] 16.

Nota-se na Figura 5.53 que a liga Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu foi a que obteve os melhores valores de RQI, fato que se repete, pois a mesma liga obteve os melhores resultados referentes à viscosidade aparente como também aos valores de fator de forma de circularidade. Como dito no item 5.3.2 deste capítulo, estabeleceu-se que para valores de RQI superiores a 0,30 a morfologia tem expectativa de boa conformabilidade no estado semi-sólido. Abaixo de 0,30 tem-se morfologia globular irregular, pois para esses valores notou-se de forma visual que ainda havia interação do glóbulo primário com seus vizinhos. Tem-se que as variáveis de maior influência são o tipo de prensa utilizada, seguida do teor de silício.

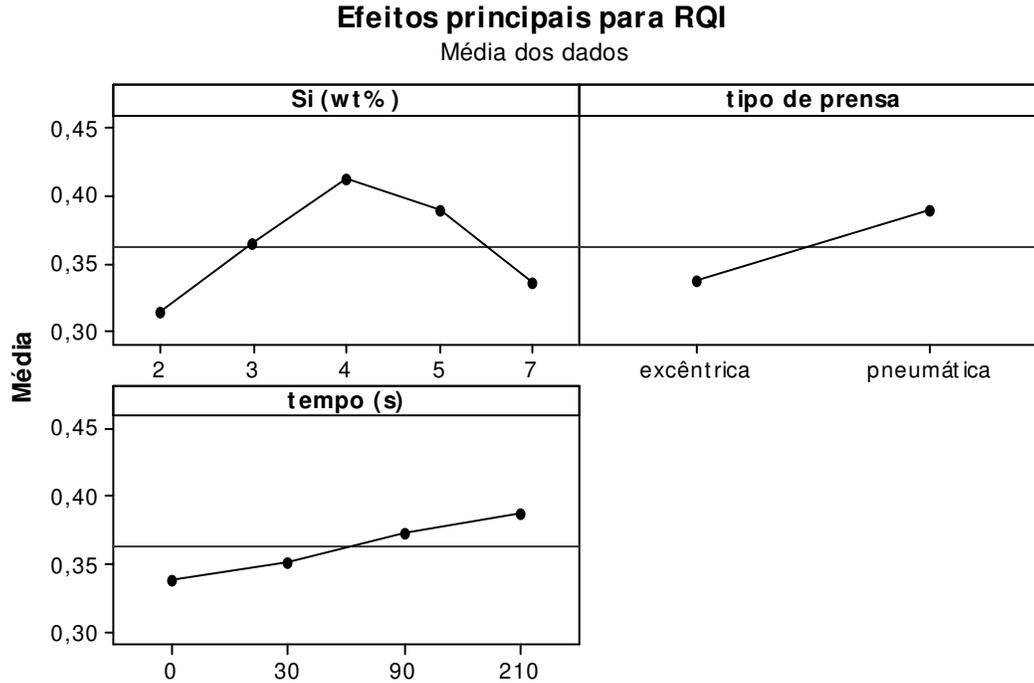


Figura 5.53: Gráficos dos efeitos principais das variáveis de influência sobre o RQI após o tixoforjamento, obtidos através do *software* Minitab®16.

Como observado na caracterização microestrutural – metalografia convencional nota-se que os maiores valores se deram com as amostras que foram tixoforjadas em prensa pneumática, uma vez que há um melhor controle na solidificação do material, proporcionando assim uma estrutura muito mais homogênea, livre de poros e com partículas de fase primária bastante globularizadas e com a fase secundária bem distribuída.

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 5.39 até 5.43 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

5.54. 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 5.54(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 em que ocorre a conformação da peça, um maior número de contornos entra 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; onde 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, micro-vazios de contração, devido à solidificação remanescente.

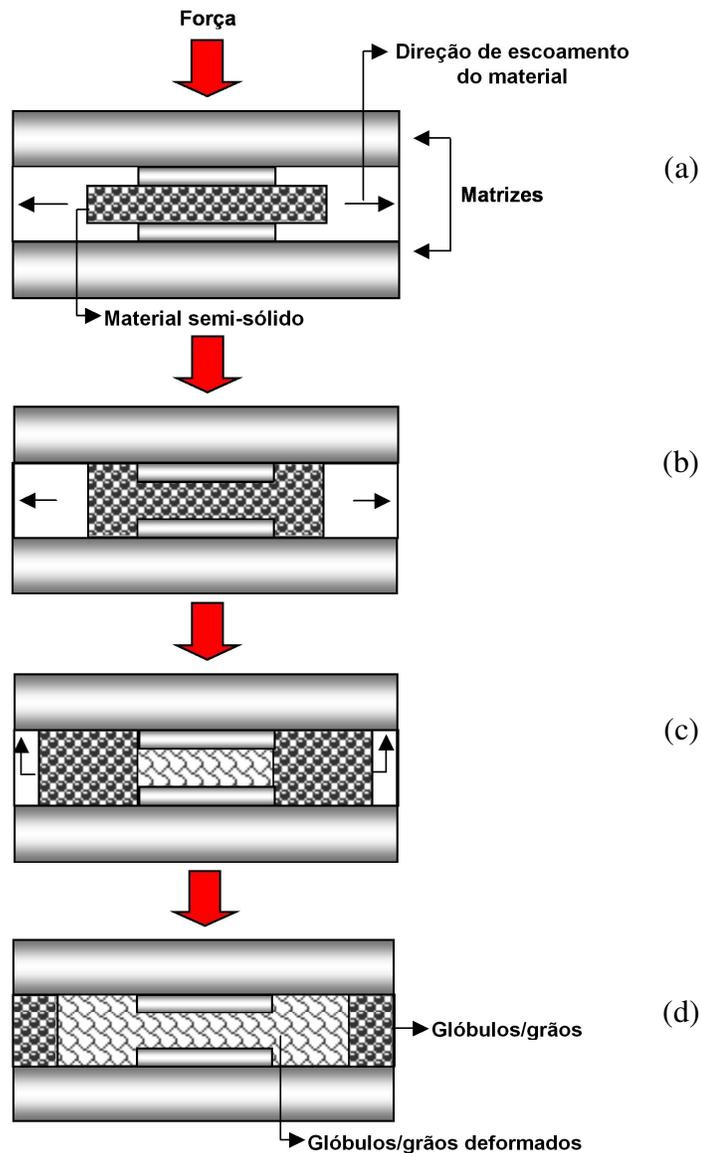


Figura 5.54: Modelo esquemático do preenchimento da matriz no tixoforjamento: (a) início; (b) recalque; (c) cisalhamento; (d) compactação (Adaptado de ROVIRA, 2001).

5.6 Comportamento mecânico em tração

Após a obtenção das peças tixoforjadas, estas foram submetidas ao processo de rebarbação e, em seguida, ao corte em uma serra mecânica em três partes iguais na sua largura. As três partes foram então usinadas no Laboratório de Tixoconformação 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 3.6 do Capítulo 3.

Sabe-se que o limite de resistência à tração é a tensão no ponto máximo da curva tensão *versus* deformação. Este corresponde à tensão máxima que pode ser suportada por uma estrutura que se encontra sob tração. Toda deformação até este ponto é uniforme ao longo da região estreita do corpo de prova que se encontra sob tração. Contudo, nessa tensão máxima, começa a se formar uma pequena constrição, ou estrangulamento, em algum ponto determinado e toda a deformação subsequente fica confinada a esta região.

Ao se analisar os dados obtidos de um modo geral, nota-se que houve um aumento nos valores das propriedades mecânicas à medida que foi elevada a porcentagem de silício nas ligas, para ambas as condições, ou seja, tixoforjamento em prensa excêntrica e tixoforjamento em prensa pneumática, chegando ao valor da tensão limite de resistência à tração de 253MPa, para a liga Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu na condição fundida. Lourençato (2008) também verificou que com o aumento da porcentagem de silício nas ligas Al-Si-Mg as propriedades mecânicas também aumentaram.

As Figuras 5.55 e 5.56 apresentam as curvas de tensão *versus* deformação obtidas nos ensaios de tração, para as ligas Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu e Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu sob a condição fundida e tratada termicamente nos tempos de 0s, 30s, 90s e 210s para as condições de tixoforjamento por prensa excêntrica e prensa pneumática, sendo as curvas mais representativas de todo trabalho.

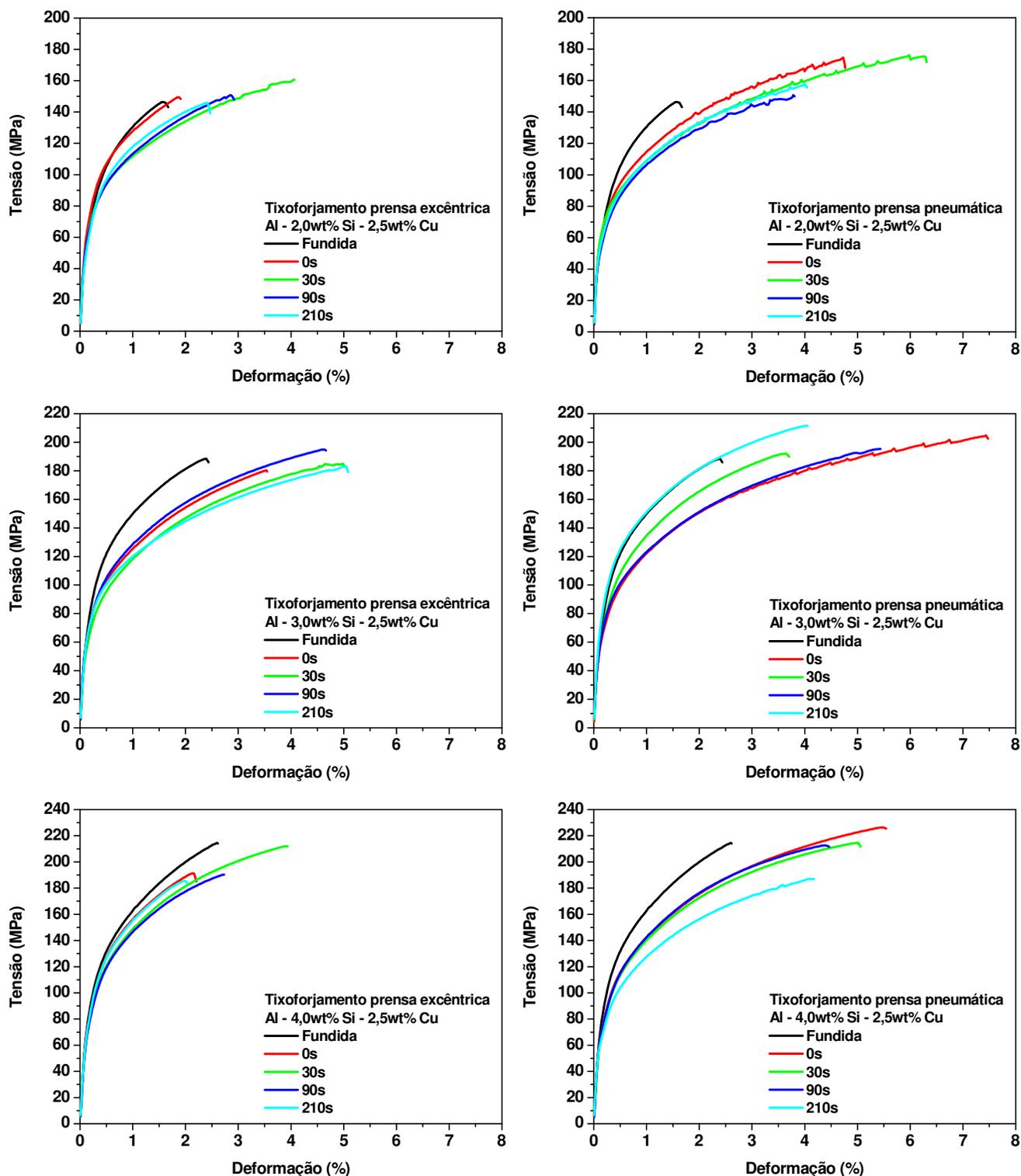


Figura 5.55: Curvas de tensão *versus* deformação das ligas fundidas e tratadas termicamente nos tempos de 0s, 30s, 90s e 210s para as condições de tixoforjamento por prensa excêntrica e prensa pneumática: Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu; Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu; Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu; Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu; Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu.

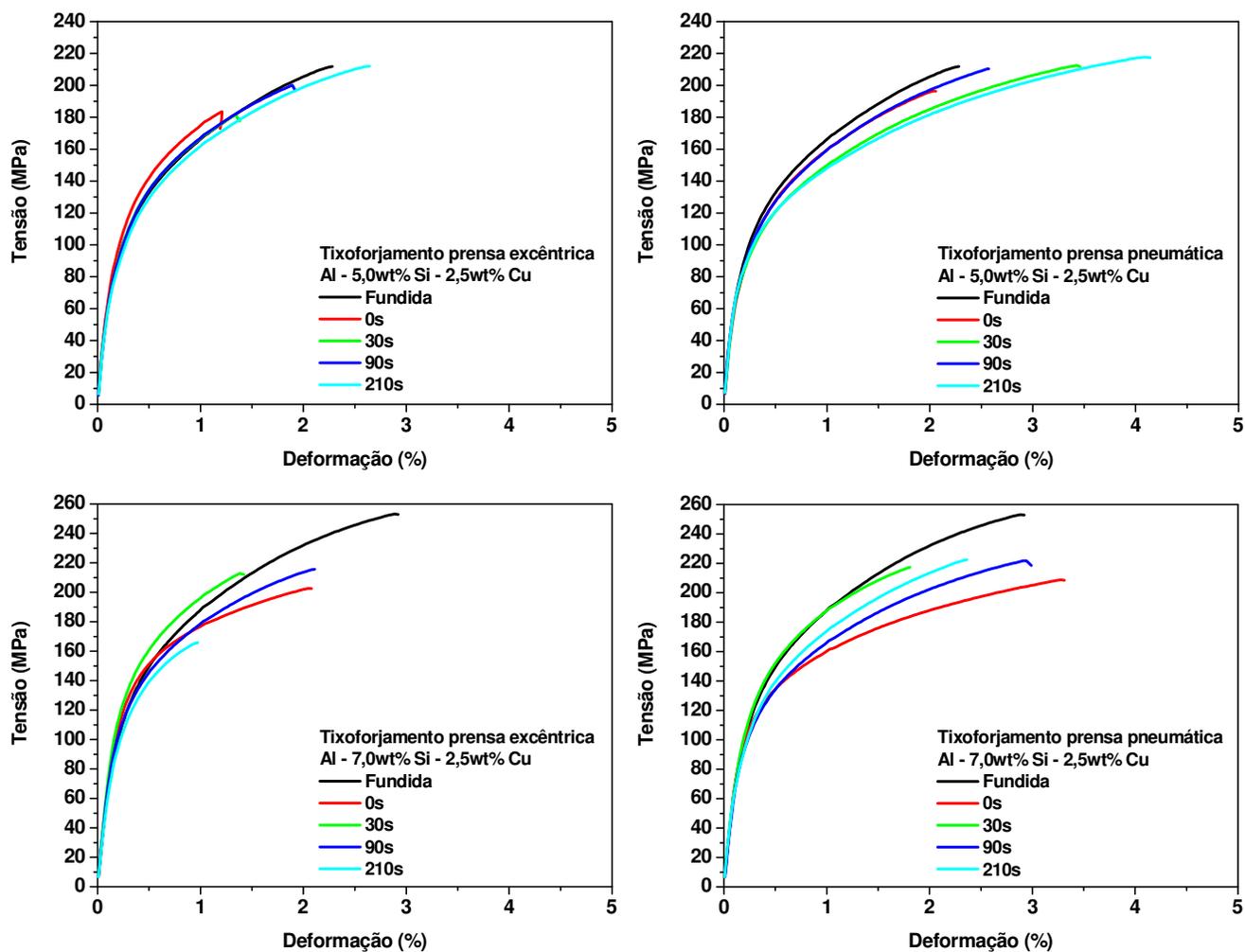


Figura 5.56: Curvas de tensão *versus* deformação das ligas fundidas e tratadas termicamente nos tempos de 0s, 30s, 90s e 210s para as condições de tixoforjamento por prensa excêntrica e prensa pneumática: Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu; Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu; Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu; Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu; Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu.

Nota-se que todas as propriedades mecânicas (tensão limite de escoamento, alongamento e tensão limite de resistência à tração) se apresentaram maiores nas peças tixoconformadas pela prensa pneumática em todas as ligas deste trabalho. Para ter uma resposta quanto a esses resultados foram feitas análises microestruturais, ou seja, análise de porosidade, o que evidenciou uma quantidade maior de poros presentes nas peças tixoconformadas na prensa excêntrica, conforme pode ser visto na Tabela 5.9, o que legitimou os resultados encontrados pelo ensaio de tração. Essa queda dos valores das propriedades se deve à falta de manutenção da pressão durante o estágio final de solidificação e consolidação da estrutura do material fazendo com que fosse

possível a evolução de gases nos materiais com a consequente geração de porosidades, que, por sua vez afetaram as propriedades mecânicas finais.

Para não se tirar falsas conclusões apenas observando as curvas tensão *versus* deformação, uma vez que são quase idênticas em certas condições, os valores referentes ao limite de escoamento (σ_e), alongamento (ϵ) e limite de resistência à tração (LRT) foram obtidos das curvas com auxílio do *software* Origin, utilizando um “offset” de deformação de 0,2%.

A Tabela 5.11 apresenta os dados obtidos nos ensaios de tração, ou seja, tensão limite de escoamento, alongamento e tensão limite de resistência à tração, para as ligas Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu e Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu sob a condição fundida e para a condição tixoforjada (prensa excêntrica e prensa pneumática) a 45% de fração sólida nos tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s.

Tabela 5.11: Valores da tensão limite de escoamento (σ_e), alongamento (ϵ) e limite de resistência à tração (LRT) das ligas para cada condição de ensaio proposta.

<i>Ligas</i>	<i>Tipo de prensa</i>	<i>Tempo de tratamento (s)</i>	<i>Tensão limite de escoamento (MPa)</i>	<i>Alongamento (%)</i>	<i>Limite de resistência à tração (MPa)</i>
<i>Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu</i>	Fundida		108 ± 22	1,6 ± 2,8	146 ± 58
	Excêntrica	0	105 ± 4	3,6 ± 1,8	149 ± 25
		30	98 ± 6	4,0 ± 3,0	160 ± 33
		90	97 ± 7	2,8 ± 1,5	150 ± 20
		210	99 ± 3	2,4 ± 1,9	145 ± 11
	Pneumática	0	101 ± 2	4,8 ± 1,0	174 ± 12
		30	99 ± 3	6,4 ± 4,5	176 ± 12
		90	92 ± 1	4,8 ± 0,8	150 ± 3
		210	96 ± 10	4,8 ± 1,8	157 ± 33
	<i>Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu</i>	Fundida		127 ± 0,3	2,0 ± 0,3
Excêntrica		0	108 ± 3	3,6 ± 1,0	180 ± 19
		30	107 ± 5	5,2 ± 1,7	184 ± 19
		90	115 ± 11	4,8 ± 1,9	194 ± 37
		210	107 ± 13	4,8 ± 0,5	183 ± 16
Pneumática		0	114 ± 4	7,6 ± 2,4	204 ± 17
		30	118 ± 9	3,6 ± 0	191 ± 15
		90	113 ± 11	5,4 ± 1,9	195 ± 37

		210	130 ± 13	4,0 ± 0,5	211 ± 16	
<i>Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu</i>	Fundida		137 ± 3	2,4 ± 1,4	214 ± 15	
	Excêntrica	0	132 ± 2	2,0 ± 0,6	191 ± 17	
		30	130 ± 3	4,0 ± 1,0	212 ± 16	
		90	124 ± 2	2,8 ± 0,4	190 ± 3	
		210	129 ± 9	2,0 ± 0,2	185 ± 19	
	Pneumática	0	130 ± 0,7	5,6 ± 1,6	226 ± 15	
		30	125 ± 5	5,2 ± 0,8	214 ± 13	
		90	126 ± 3	4,4 ± 1,6	212 ± 18	
		210	112 ± 7	4,4 ± 1,4	187 ± 28	
	<i>Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu</i>	Fundida		140 ± 2	2,0 ± 0,3	211 ± 6
		Excêntrica	0	139 ± 6	0,8 ± 0,4	183 ± 17
			30	137 ± 15	1,2 ± 0,4	181 ± 34
90			139 ± 1	1,6 ± 0,0	200 ± 3	
210			138 ± 7	2,4 ± 0,4	212 ± 19	
Pneumática		0	134 ± 18	2,0 ± 1,0	196 ± 17	
		30	130 ± 7	3,6 ± 1,6	212 ± 28	
		90	135 ± 5	2,4 ± 0,3	210 ± 6	
		210	130 ± 4	4,0 ± 1,2	217 ± 23	
<i>Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu</i>		Fundida		160 ± 2	2,8 ± 0	253 ± 2
		Excêntrica	0	150 ± 2	2,0 ± 1,2	202 ± 14
			30	159 ± 6	1,2 ± 0,3	212 ± 10
	90		147 ± 6	2,1 ± 0,8	215 ± 22	
	210		136 ± 13	0,8 ± 0,4	165 ± 25	
	Pneumática	0	134 ± 11	3,2 ± 1,7	208 ± 60	
		30	153 ± 6	1,8 ± 0,3	217 ± 10	
		90	141 ± 7	2,8 ± 0,8	221 ± 22	
		210	146 ± 3	2,4 ± 0,4	222 ± 11	

Tem-se que o aumento na porcentagem de silício em uma liga de alumínio contribui para o aumento de suas propriedades mecânicas, conforme constatado na literatura. Tanto o elemento silício como o elemento cobre melhoram as propriedades mecânicas das ligas; o cobre melhora substancialmente a resistência mecânica das ligas, seja em condição bruta de fusão, seja após tratamentos térmicos.

Ao se analisar, primeiramente, os valores referentes à tensão limite de escoamento observa-se, para todos os casos, que houve o aumento em seu valor com a elevação da porcentagem do

elemento silício como dito anteriormente e que os valores permanecem praticamente constantes quando se compara os tempos de tratamentos de globularização; o mesmo fato é observado quando se compara os valores referentes aos diferentes processos de tixoforjamento, ou seja, prensa excêntrica e prensa pneumática. Portanto, tem-se que a variável de maior influência é o teor de silício, proporcionando maiores valores no que diz respeito às propriedades mecânicas, conforme pode ser vista na Figura 5.57.

Observa-se que houve o aumento do alongamento de todas as ligas quando se utilizou o tixoforjamento em prensa pneumática, pois como em seu processo ocorre a solidificação e consolidação da peça sob pressão há a eliminação ou ao menos a diminuição dos gases internos, proporcionando menor porosidade no material e conseqüentemente uma estrutura mais homogênea quando da solicitação de esforços externos, ou seja, livre de bolhas e vazios internos.

Outro fato observado referente ao alongamento das ligas é que todas as condições tratadas apresentaram valores superiores quando comparadas com as condições fundidas de cada liga, isto se deve ao fato da maior porosidade nas ligas sob a condição fundida como pode ser visto na Tabela 5.9, onde se tem entre 5% e 6% de porosidade para as ligas sob a condição fundida e valores bem inferiores para as condições tratadas e tixoforjadas, principalmente para as condições tixoforjadas pela prensa pneumática, de menos de 1,0%.

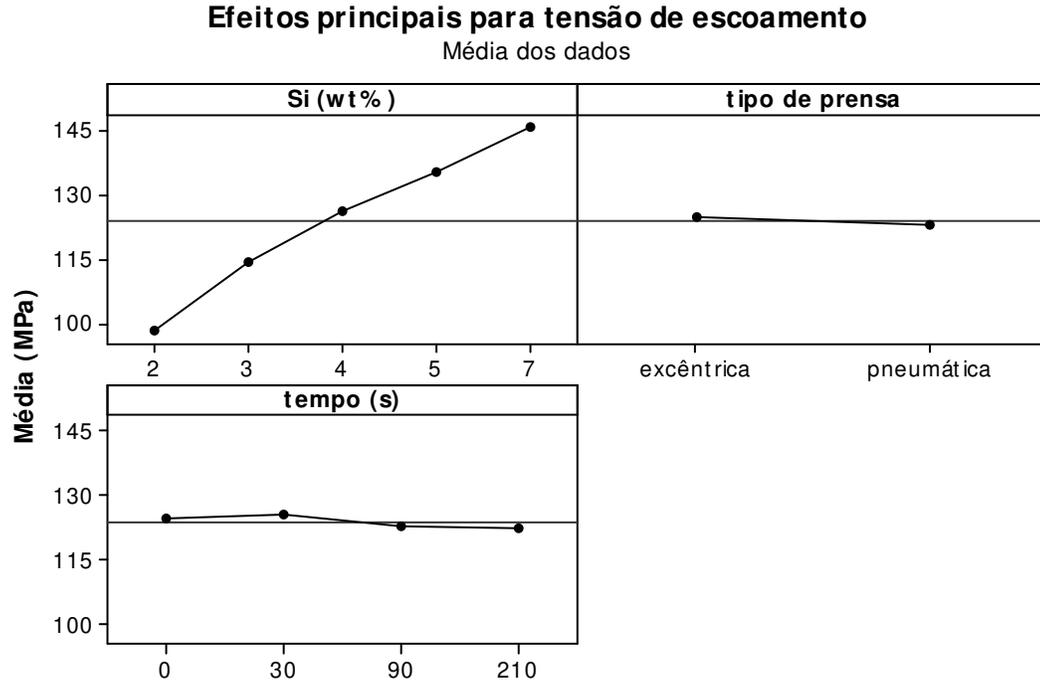


Figura 5.57: Gráficos dos efeitos principais das variáveis de influência sobre a tensão de escoamento, obtidos através do *software* Minitab[®] 16.

Comparando os resultados das propriedades mecânicas deste trabalho com os da literatura, apresentados na Tabela 5.12, nota-se os excelentes resultados obtidos. Em especial, as ligas Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu e Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu apresentaram valores superiores quando comparadas com a liga A356.0 fundida pela ASM (1992).

Na maioria dos trabalhos, os autores partiram de um material obtido por processos complexos e de alto custo. Kang (2005) adquiriu ligas comerciais da empresa *Pechiney*, vazadas após degaseificação em sistema de lingotamento contínuo, acoplado a um sistema de agitação eletromagnética, as quais foram ainda refinadas e resfriadas rapidamente, além de ter seu silício modificado por estrôncio. Posteriormente, realizou o tixoforjamento sobre elas, e por fim um tratamento T6. A liga utilizada foi a A357 que apresenta composição química semelhante à da liga Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu deste trabalho e ao se comparar os resultados, observa-se que a mesma obteve valores superiores, porém, como dito com uma matéria-prima mais elaborada.

Tahamtan (2008), em seu trabalho, obteve sua liga primária A356 pelo complexo processo *stirring casting*. Posteriormente foi realizado um pré-tratamento de homogeneização não material e em seguida, o mesmo foi reaquescido pelo tempo de 10 minutos para a obtenção do material semi-sólido. Passado o tempo de tratamento, foi realizado o processo de tixoforjamento sob diferentes porcentagens de deformação. Nota-se também que os resultados de seu trabalho não se apresentaram superiores quanto à tensão de escoamento apresentada neste trabalho, a não ser pelos seus valores de alongamento.

Tabela 5.12: Resumo dos resultados de propriedades mecânicas encontradas na literatura.

<i>Material</i>	<i>Processo</i>	<i>Limite de escoamento (MPa)</i>	<i>Alongamento (%)</i>	<i>Limite de resistência à tração (MPa)</i>	<i>Literatura</i>
A356 - T6	Fundição em areia	165,6	3,5	234,6	Figueredo, 2001
	Fundição sob pressão	145 a 166	13 a 17	255 a 276	
	SM – (EM – stirred)	152 a 166	16 a 20	262 a 283	
	Rheocast	251	12	341	
A356 agitação mecânica para 60%fs	Fundição por gravidade	75	3	132	Tahamtan, 2008
	Rheocast	106	6	157	
	Tixoconformada 600°C	30% hotwork 151	21	207	
	Tixoconformada 600°C - 10 min	50% hotwork 163	28	229	
	Tixoconformada 610°C - 10 min	30% hotwork 131	17	189	
A356.0	Fundida em molde permanente	Fundida - 124	5	179	ASM Handbook, 1992
		T6 - 186	5	262	
A357 agitação eletromagnética	Tixoconformada 55%fs	162	7	290	Kang, 2005
A319 agitação eletromagnética	Tixoconformada 55%fs	181	2	260	
Al-1,0%Si-	Tixoconformada 60%fs – 0s	92	0,8	105	Lourençato,

0,5%Mg ultra-refino	Tixoconformada 45%fs – 0s	71	0,4	72	2008
Al-2,0%Si- 0,5%Mg ultra-refino	Tixoconformada 60%fs – 0s	103	1,7	138	
	Tixoconformada 45%fs – 0s	100	2,8	146	
Al-4,0%Si- 0,5%Mg ultra-refino	Tixoconformada 60%fs – 0s	108	2,4	161	
	Tixoconformada 45%fs – 0s	115	3,7	176	
Al-7,0%Si- 0,5%Mg ultra-refino	Tixoconformada 60%fs – 0s	116	3,0	185	
	Tixoconformada 45%fs – 0s	122	1,3	159	

5.6.1 Tratamento térmico de solubilização (T4)

Com o intuito da obtenção de melhores propriedades mecânicas das ligas estudadas neste trabalho foi realizado o tratamento térmico de solubilização nas peças tixoforjadas. O tratamento térmico de solubilização consistiu em aquecer o material a uma temperatura elevada, em geral relativamente próxima do ponto de fusão, de tal modo que nesta temperatura, com os coeficientes de difusão dos elementos de liga no alumínio já suficientemente aumentados, fosse possível a migração desses átomos, proporcionando a dissolução completa depois de certo tempo de permanência nesta temperatura, das fases secundárias inicialmente presentes na liga.

Entre as funções pretendidas com o tratamento de solubilização em uma liga de Al-Si está à homogeneização e melhor distribuição do elemento Si eutético, e a redução das partículas de Si eutético irregularmente distribuídas nos contornos de grãos (TIRYAKIOGLU, 2007). A primeira função é essencial para alcançar o nível máximo do limite de escoamento da liga. A segunda função é necessária para melhorar a ductilidade da liga; conseqüentemente o limite de resistência à tração é melhorado. Tem-se, portanto, que o aumento do limite de resistência à tração e o limite de escoamento ocorrem através do endurecimento por solução sólida e o aumento na ductilidade através da esferoidização do Si eutético (CHAUDHURY, 2005).

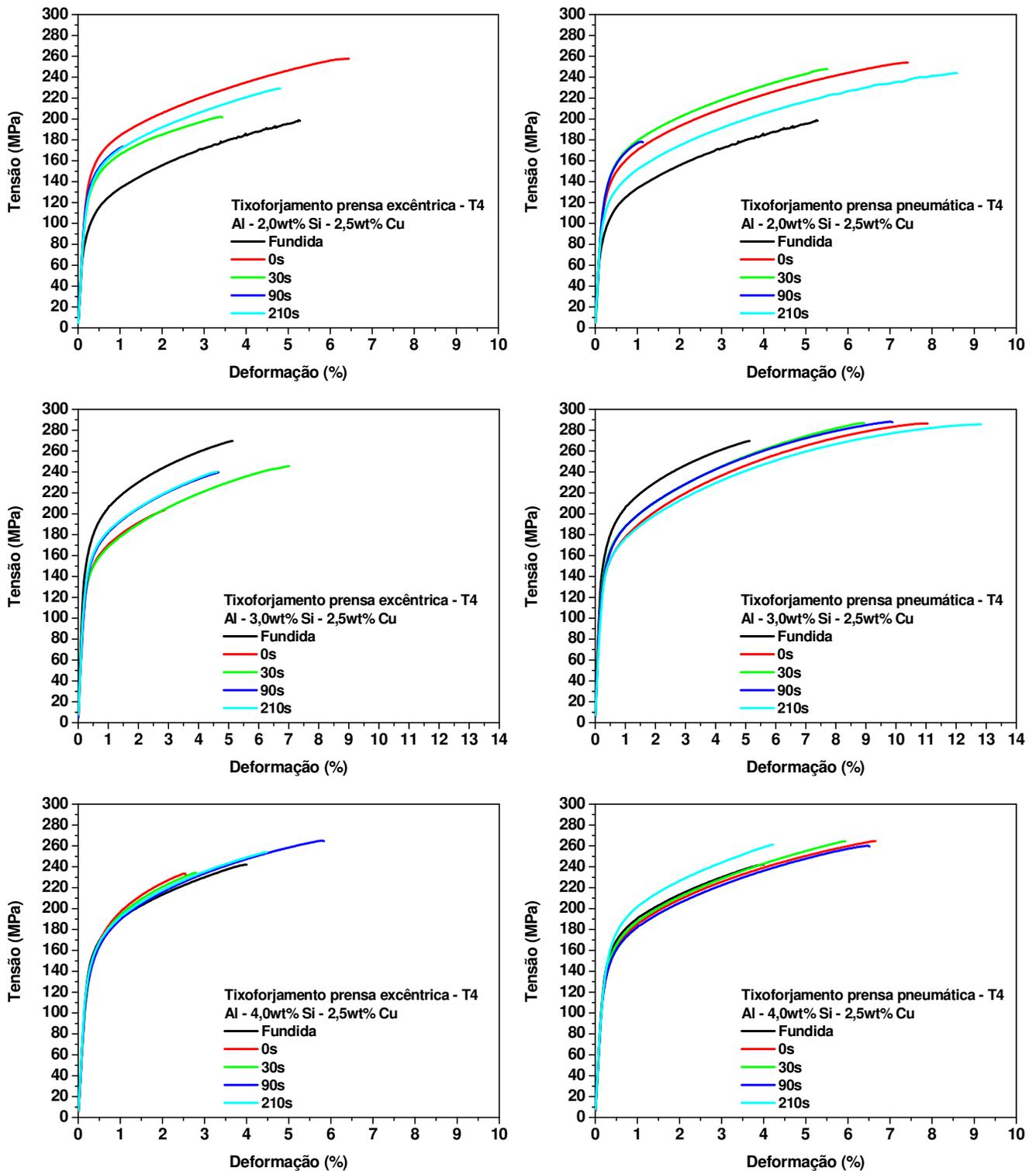


Figura 5.58: Curvas de tensão *versus* deformação das ligas fundidas e tratadas termicamente nos tempos de 0s, 30s, 90s e 210s passadas pelo tratamento T4 para as condições de tixoforjamento por prensa excêntrica e prensa pneumática: Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu; Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu; Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu; Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu; Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu.

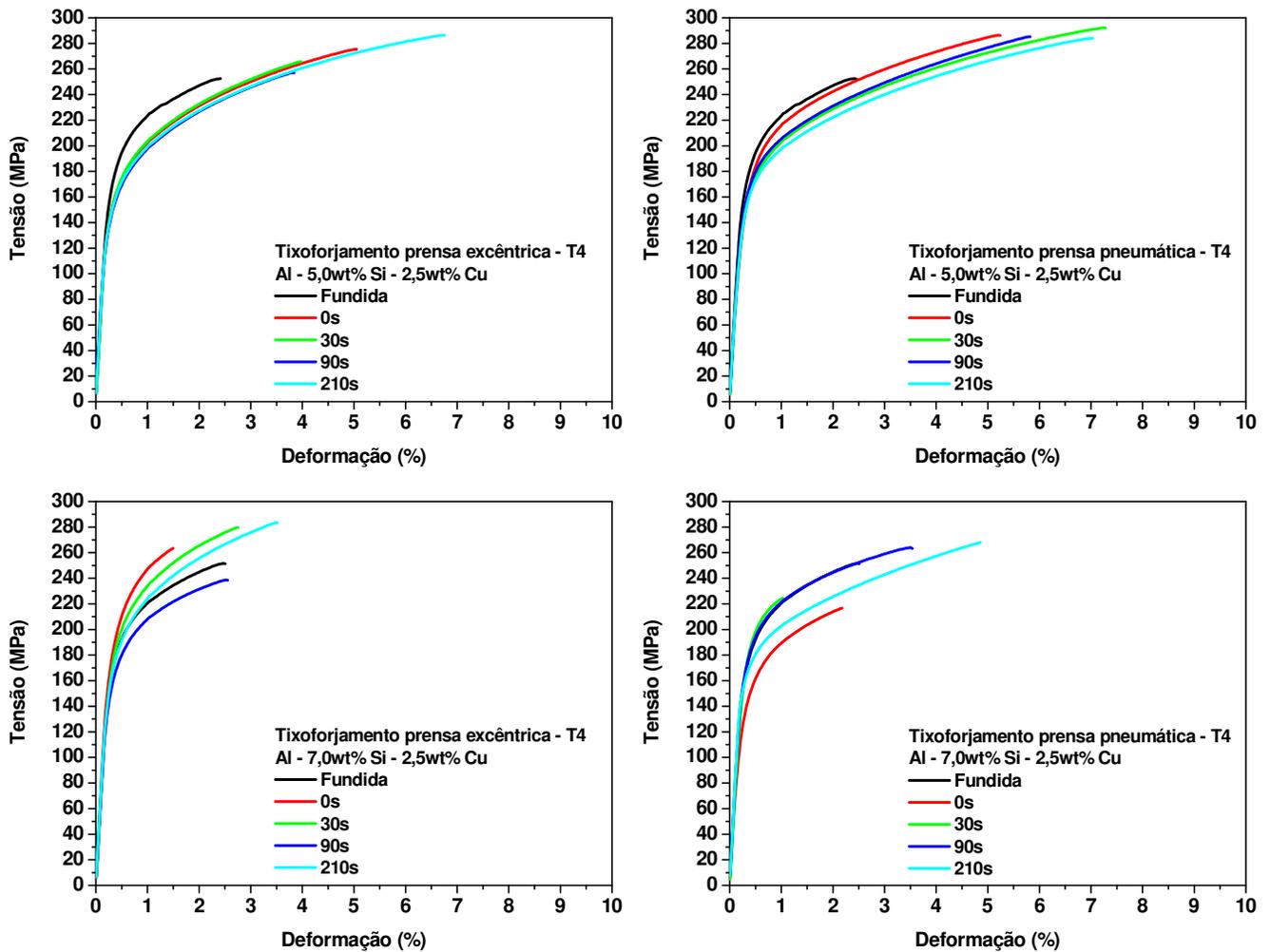


Figura 5.59: Curvas de tensão *versus* deformação das ligas fundidas e tratadas termicamente nos tempos de 0s, 30s, 90s e 210s passadas pelo tratamento T4 para as condições de tixoforjamento por prensa excêntrica e prensa pneumática: Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu; Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu; Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu; Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu; Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu.

As Figuras 5.58 e 5.59 apresentam as curvas de tensão *versus* deformação obtidas nos ensaios de tração, para as ligas Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu e Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu sob a condição fundida e tratada termicamente nos tempos de 0s, 30s, 90s e 210s para as condições de tixoforjamento por prensa excêntrica e prensa pneumática, todas com tratamento térmico de solubilização T4, sendo as curvas mais representativas de todo trabalho.

A Tabela 5.13 apresenta os dados obtidos nos ensaios de tração, ou seja, tensão limite de escoamento, alongamento e tensão limite de resistência à tração, para as ligas Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu e Al-

7,0wt%Si-2,5wt%Cu sob a condição fundida e para as condições de tixoforjamento por prensa excêntrica e prensa pneumática pelos tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s, todas com tratamento térmico de solubilização T4.

Tabela 5.13: Valores da tensão limite de escoamento (σ_e), alongamento (ε) e limite de resistência à tração (LRT) das ligas tratadas por T4 para cada condição de ensaio proposta.

<i>Ligas</i>	<i>Tipo de prensa</i>	<i>Tempo de tratamento (s)</i>	<i>Tensão limite de escoamento (MPa)</i>	<i>Alongamento (%)</i>	<i>Limite de resistência à tração (MPa)</i>
<i>Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu</i>	Fundida		117 ± 4	6,0 ± 1,8	199 ± 13
	Excêntrica	0	162 ± 6	6,4 ± 3,7	257 ± 28
		30	143 ± 6	4,4 ± 2,8	201 ± 10
		90	147 ± 1	1,2 ± 3,6	173 ± 27
		210	149 ± 8	4,8 ± 0,3	229 ± 9
	Pneumática	0	151 ± 4	7,6 ± 0,5	254 ± 12
		30	158 ± 5	5,2 ± 2,3	247 ± 21
		90	152 ± 5	2,4 ± 1,7	178 ± 10
		210	135 ± 8	9,2 ± 0,6	243 ± 16
	<i>Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu</i>	Fundida		175 ± 8	5,2 ± 2,5
Excêntrica		0	147 ± 1	2,8 ± 3,1	203 ± 29
		30	148 ± 1	7,2 ± 3,1	245 ± 29
		90	161 ± 2	4,4 ± 2,2	239 ± 20
		210	161 ± 5	4,4 ± 0,6	240 ± 13
Pneumática		0	162 ± 1	11,6 ± 7,6	286 ± 23
		30	168 ± 2	8,8 ± 2,3	286 ± 7
		90	168 ± 1	9,6 ± 1,1	288 ± 9
		210	160 ± 5	13,6 ± 3,9	285 ± 17
<i>Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu</i>		Fundida		166 ± 15	4,0 ± 5,6
	Excêntrica	0	167 ± 1	2,4 ± 1,7	233 ± 37
		30	164 ± 3	2,4 ± 1,4	234 ± 35
		90	164 ± 1	5,6 ± 2,3	265 ± 25
		210	166 ± 9	4,0 ± 2,4	254 ± 31
	Pneumática	0	162 ± 1	6,4 ± 2,3	264 ± 13
		30	165 ± 1	5,6 ± 1,2	264 ± 7
		90	161 ± 14	6,4 ± 2,5	260 ± 3

		210	176 ± 12	4,0 ± 9,3	261 ± 5	
<i>Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu</i>	Fundida		192 ± 3	2,4 ± 2,8	252 ± 37	
	Excêntrica	0	175 ± 9	4,8 ± 2,0	275 ± 31	
		30	173 ± 4	4,0 ± 1,6	265 ± 6	
		90	168 ± 7	3,6 ± 3,1	257 ± 29	
		210	175 ± 1	6,4 ± 2,0	286 ± 17	
	Pneumática	0	192 ± 6	5,2 ± 0,8	286 ± 14	
		30	179 ± 3	7,6 ± 0,7	292 ± 4	
		90	182 ± 6	5,6 ± 0,8	285 ± 14	
		210	176 ± 4	7,2 ± 1,4	283 ± 3	
	<i>Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu</i>	Fundida		191 ± 6	2,4 ± 0,6	251 ± 18
		Excêntrica	0	208 ± 9	1,6 ± 0,8	263 ± 20
			30	202 ± 4	2,4 ± 1,7	279 ± 26
90			178 ± 16	2,4 ± 0,3	238 ± 31	
210			191 ± 4	3,2 ± 1,1	283 ± 22	
Pneumática		0	162 ± 9	2,0 ± 0,8	216 ± 7	
		30	197 ± 8	0,8 ± 0,3	224 ± 9	
		90	191 ± 3	3,6 ± 0,6	264 ± 2	
		210	180 ± 8	7,6 ± 4,0	291 ± 11	

Ao se comparar os dados obtidos da Tabela 5.11 com os dados da tabela 5.13, nota-se um aumento significativo nos valores das propriedades mecânicas com a utilização do tratamento térmico de solubilização, uma vez que o tratamento promove a dissolução dos elementos de liga Si, Mg e Cu na matriz de alumínio, a dissociação da estrutura do silício e esferoidização das partículas resultantes além de uma maior homogeneização do material; fazendo com que o material endureça mais. Esta análise é mais visível quando observa-se as propriedades de alongamento e de limite de resistência à tração. Com relação ao processo utilizado observa-se que a utilização do tixoforjamento em prensa pneumática foi o que obteve os valores mais elevados devido ao fato de que no processo ocorre a consolidação e solidificação do material como descrito no item 5.6 deste capítulo, chegando ao valor da tensão limite de resistência à tração de 291MPa, para a liga *Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu* na condição tixoforjada com tempo de tratamento de 210s.

Como dito no item 5.6 deste capítulo, quando é analisado os valores referentes à tensão limite de escoamento observa-se, para todos os casos, que houve o aumento em seu valor com a

elevação da porcentagem do elemento silício e que os valores permanecem praticamente constantes quando se compara os tempos de tratamentos de globularização; o mesmo fato é observado quando se compara os valores referentes aos diferentes processos de tixoforjamento, ou seja, prensa excêntrica e prensa pneumática, demonstrando que o aumento do teor de silício é a variável que possui maior influência, como pode ser visto na Figura 5.60. Também se pode observar que até aproximadamente a tensão de 140MPa, as curvas tendem a apresentar a mesma inclinação, indicando que o módulo de elasticidade é pouco afetado tanto pelo teor de silício como pelo processo de tixoforjamento.

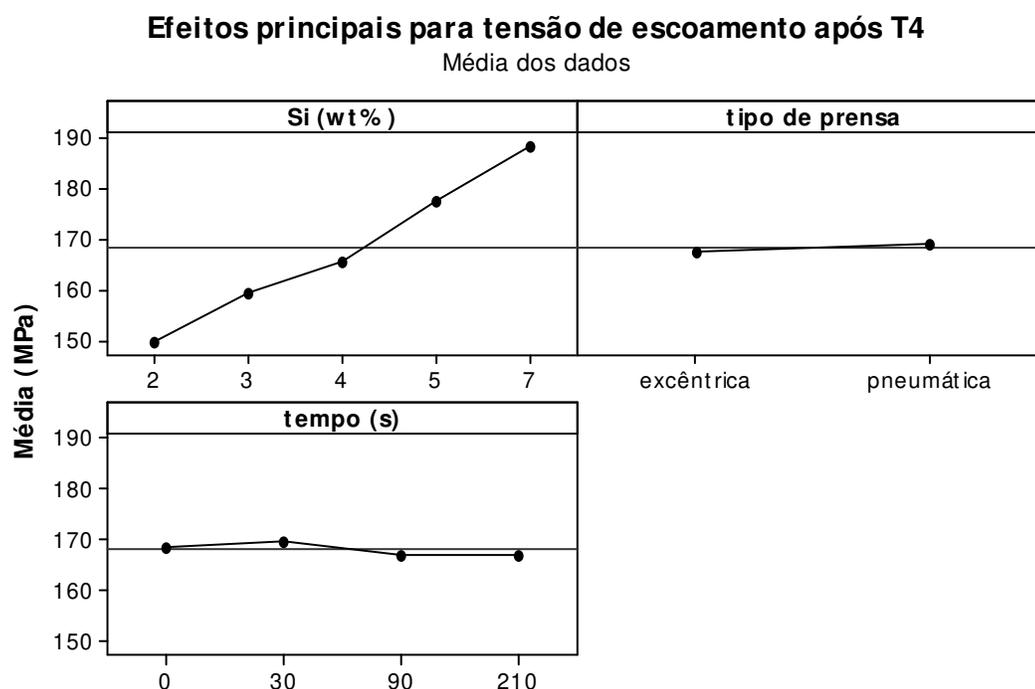


Figura 5.60: Gráficos dos efeitos principais das variáveis de influência sobre a tensão de escoamento, após o tratamento térmico de solubilização (T4), obtidos através do *software* Minitab[®] 16.

Observa-se que o alongamento de todas as ligas foi aumentado devido ao tratamento de solubilização chegando a dobrar de valor como é o caso da liga Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu, lembrando que este aumento ocorre devido ao fato da dissolução de alguns elementos químicos propiciando uma matriz de alumínio “mais limpa”, portanto mais resistente.

Quanto aos resultados obtidos oriundos do tratamento térmico de solubilização foram realizadas análises microestruturais das cinco ligas estudadas neste trabalho, afim, de legitimar os

resultados encontrados. A escolha da condição de 210s de tempo de tratamento de globularização para as análises microestruturais se deu pelo fato de que as melhores propriedades foram alcançadas com ela, ou seja, melhores resultados quanto à RQI (que indica o quanto o tamanho de grão é igual ao tamanho de glóbulo, obtendo uma estrutura menos complexa e mais globular) e à viscosidade aparente.

Portanto, nas Figuras 5.61 até 5.65 observam-se as alterações microestruturais das ligas Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu e Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu decorrentes do tratamento térmico de solubilização, sob a condição fundida; tratada para 45% de fração sólida no tempo de tratamento de 210s; tratada para 45% de fração sólida no tempo de tratamento de 210s e tixoforjada em prensa excêntrica (área central da amostra); tratada para 45% de fração sólida no tempo de tratamento de 210s e tixoforjada em prensa pneumática (área central da amostra); tratada para 45% de fração sólida no tempo de tratamento de 210s, tixoforjada em prensa excêntrica e solubilizada (T4); e tratada para 45% de fração sólida no tempo de tratamento de 210s, tixoforjada em prensa pneumática e solubilizada (T4); e devido a estas alterações microestruturais obteve-se aumentos substanciais nas propriedades mecânicas de todas as ligas.

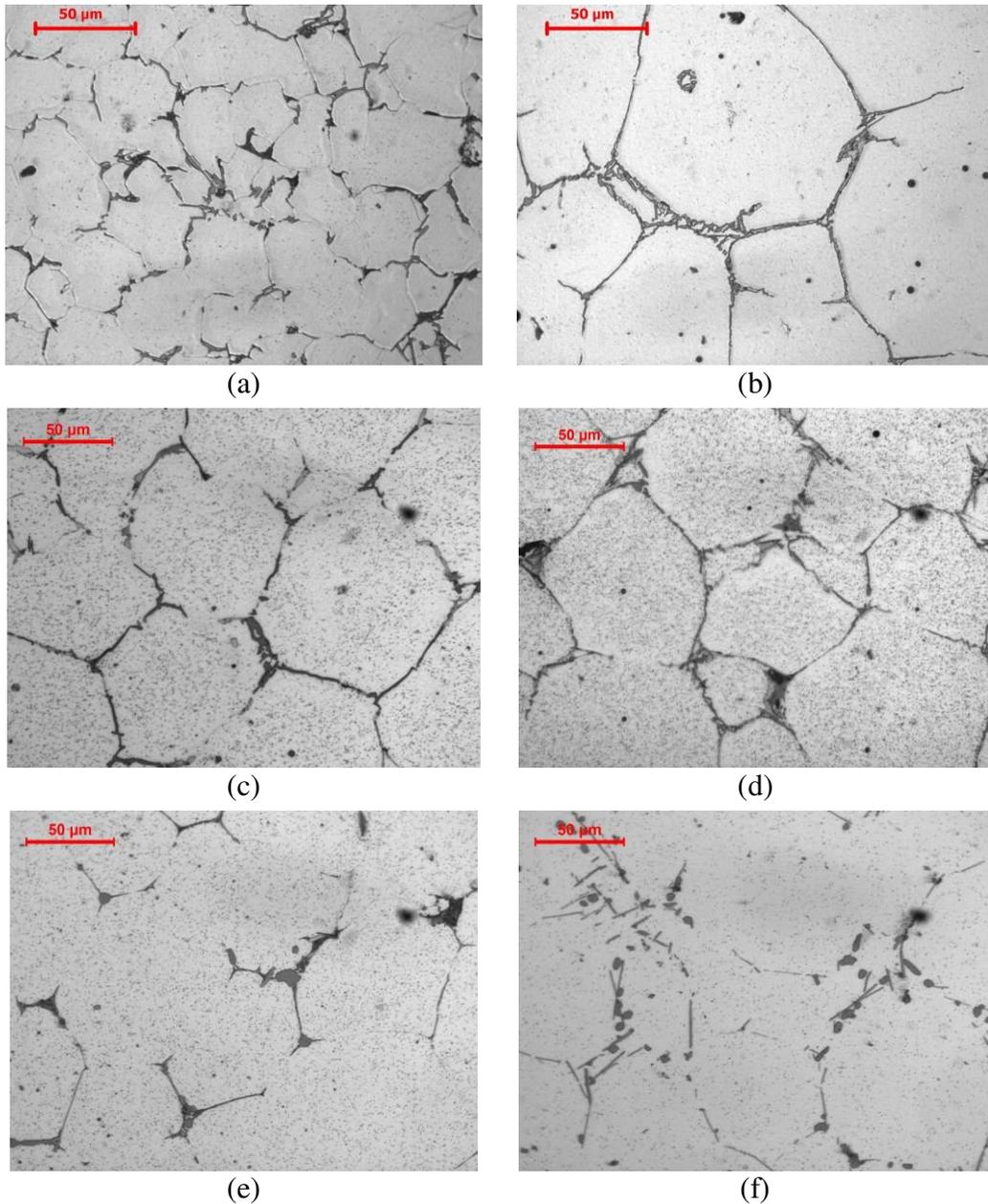


Figura 5.61: Micrografias da liga Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu: (a) sob a condição fundida; (b) tratada termicamente para 45% de fração sólida no tempo de tratamento de 210s; (c) tratada termicamente para 45% de fração sólida no tempo de tratamento de 210s e tixoforjada em prensa excêntrica (área central da amostra); (d) tratada termicamente para 45% de fração sólida no tempo de tratamento de 210s e tixoforjada em prensa pneumática (área central da amostra); (e) tratada termicamente para 45% de fração sólida no tempo de tratamento de 210s, tixoforjada em prensa excêntrica e solubilizada (T4); (f) tratada termicamente para 45% de fração sólida no tempo de tratamento de 210s, tixoforjada em prensa pneumática e solubilizada (T4) Aumento: 500x.

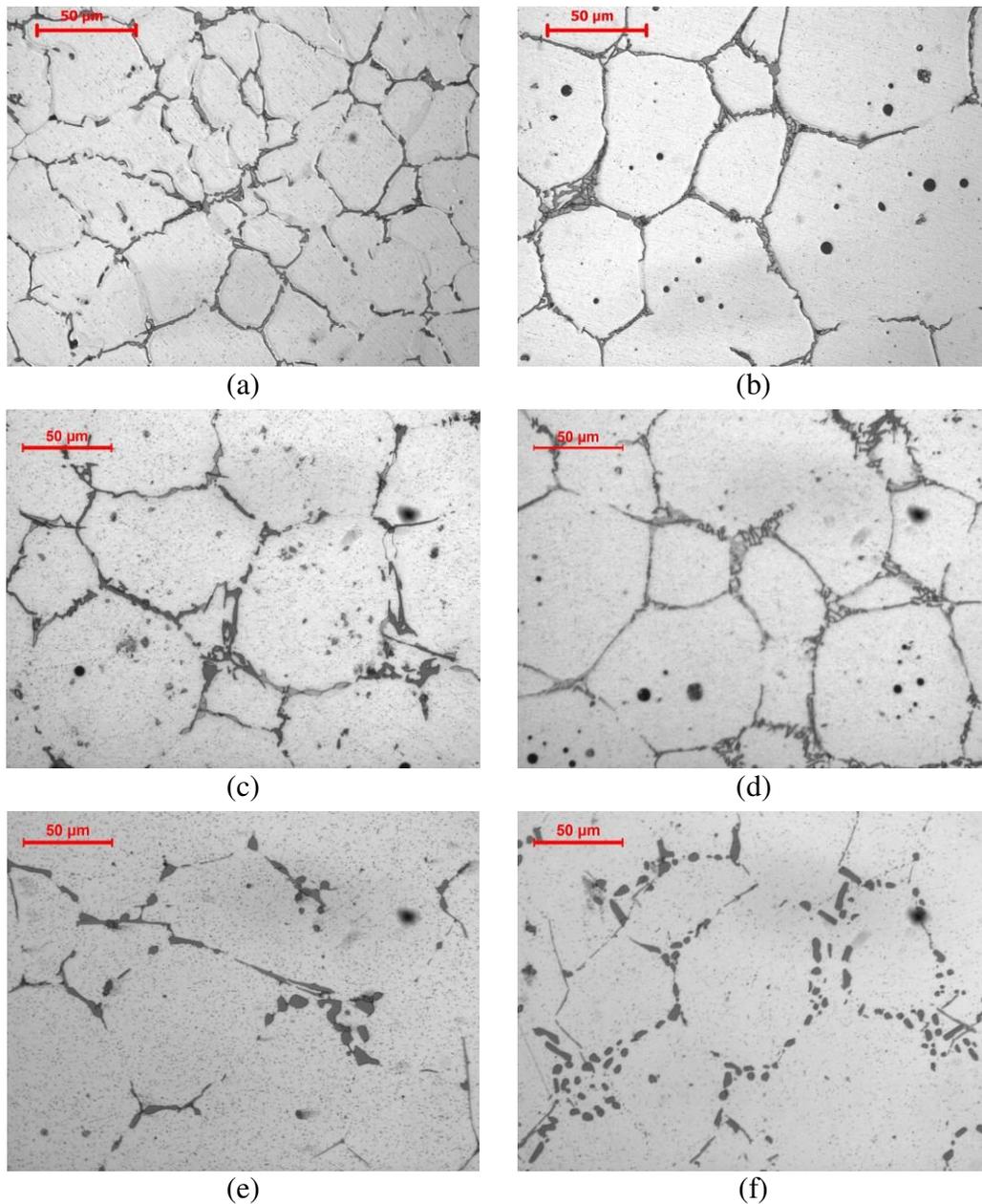


Figura 5.62: Micrografias da liga Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu: (a) sob a condição fundida; (b) tratada termicamente para 45% de fração sólida no tempo de tratamento de 210s; (c) tratada termicamente para 45% de fração sólida no tempo de tratamento de 210s e tixoforjada em prensa excêntrica (área central da amostra); (d) tratada termicamente para 45% de fração sólida no tempo de tratamento de 210s e tixoforjada em prensa pneumática (área central da amostra); (e) tratada termicamente para 45% de fração sólida no tempo de tratamento de 210s, tixoforjada em prensa excêntrica e solubilizada (T4); (f) tratada termicamente para 45% de fração sólida no tempo de tratamento de 210s, tixoforjada em prensa pneumática e solubilizada (T4) Aumento: 500x.

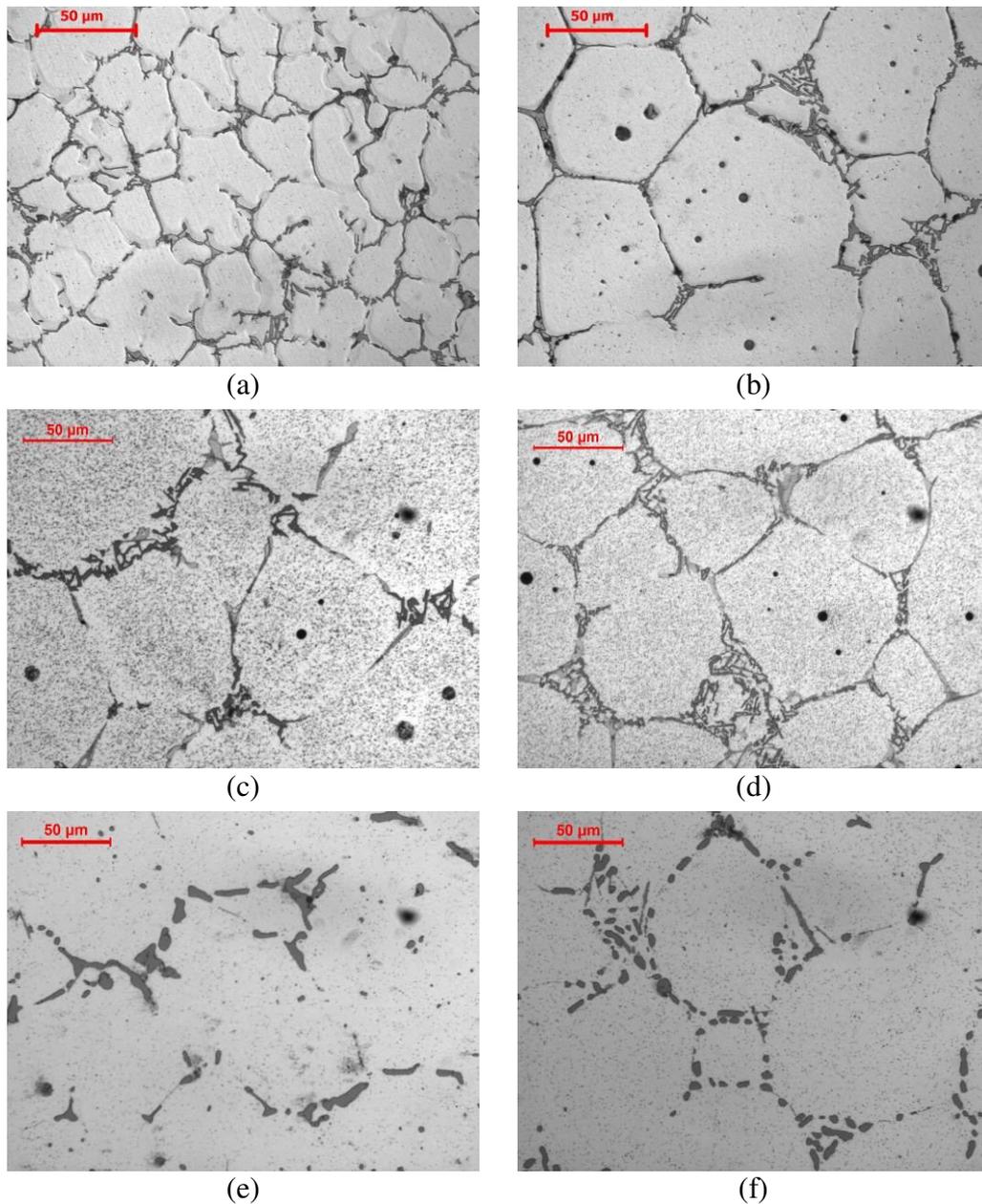


Figura 5.63: Micrografias da liga Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu: (a) sob a condição fundida; (b) tratada termicamente para 45% de fração sólida no tempo de tratamento de 210s; (c) tratada termicamente para 45% de fração sólida no tempo de tratamento de 210s e tixoforjada em prensa excêntrica (área central da amostra); (d) tratada termicamente para 45% de fração sólida no tempo de tratamento de 210s e tixoforjada em prensa pneumática (área central da amostra); (e) tratada termicamente para 45% de fração sólida no tempo de tratamento de 210s, tixoforjada em prensa excêntrica e solubilizada (T4); (f) tratada termicamente para 45% de fração sólida no tempo de tratamento de 210s, tixoforjada em prensa pneumática e solubilizada (T4) Aumento: 500x.

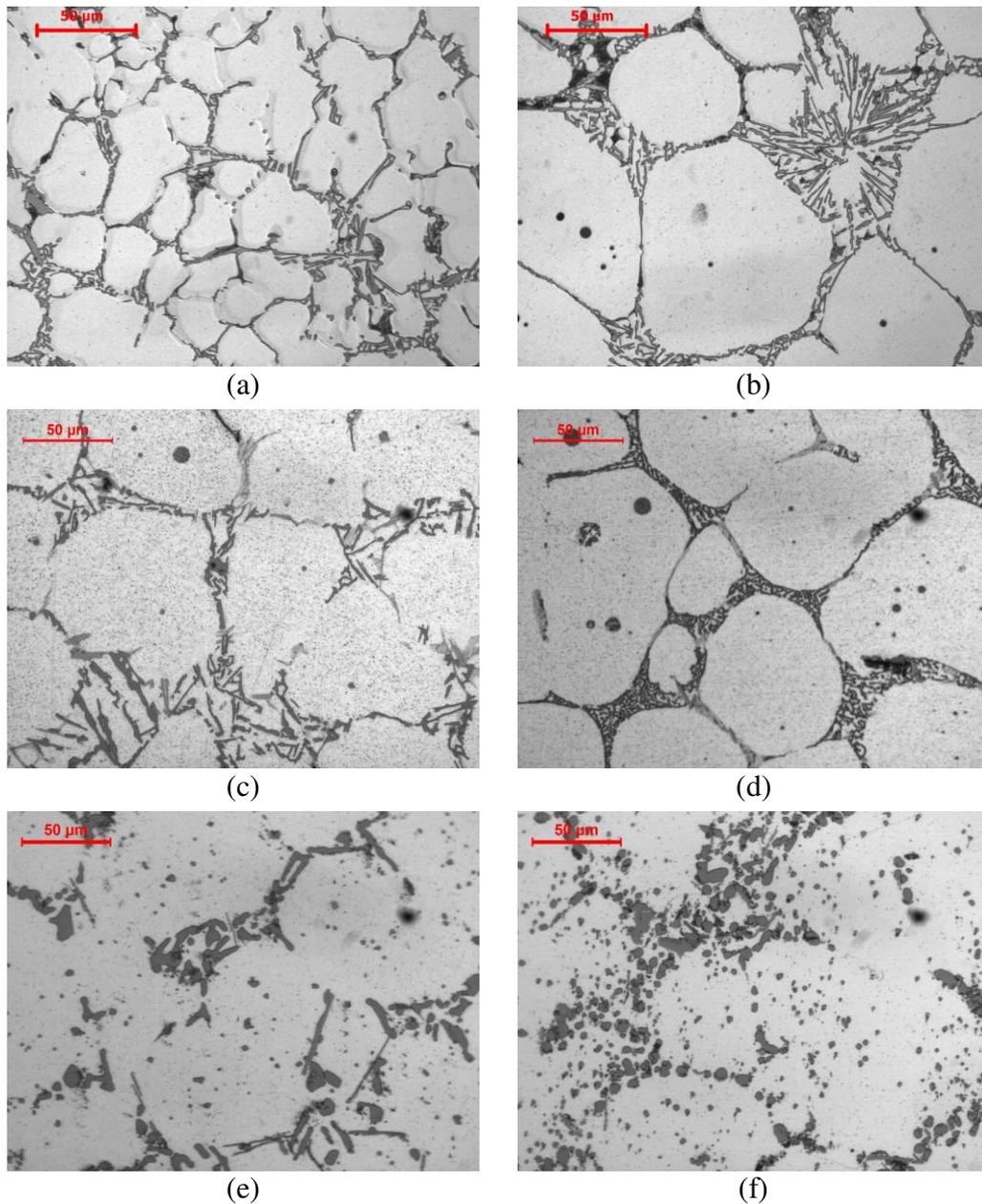


Figura 5.64: Micrografias da liga Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu: (a) sob a condição fundida; (b) tratada termicamente para 45% de fração sólida no tempo de tratamento de 210s; (c) tratada termicamente para 45% de fração sólida no tempo de tratamento de 210s e tixoforjada em prensa excêntrica (área central da amostra); (d) tratada termicamente para 45% de fração sólida no tempo de tratamento de 210s e tixoforjada em prensa pneumática (área central da amostra); (e) tratada termicamente para 45% de fração sólida no tempo de tratamento de 210s, tixoforjada em prensa excêntrica e solubilizada (T4); (f) tratada termicamente para 45% de fração sólida no tempo de tratamento de 210s, tixoforjada em prensa pneumática e solubilizada (T4) Aumento: 500x.

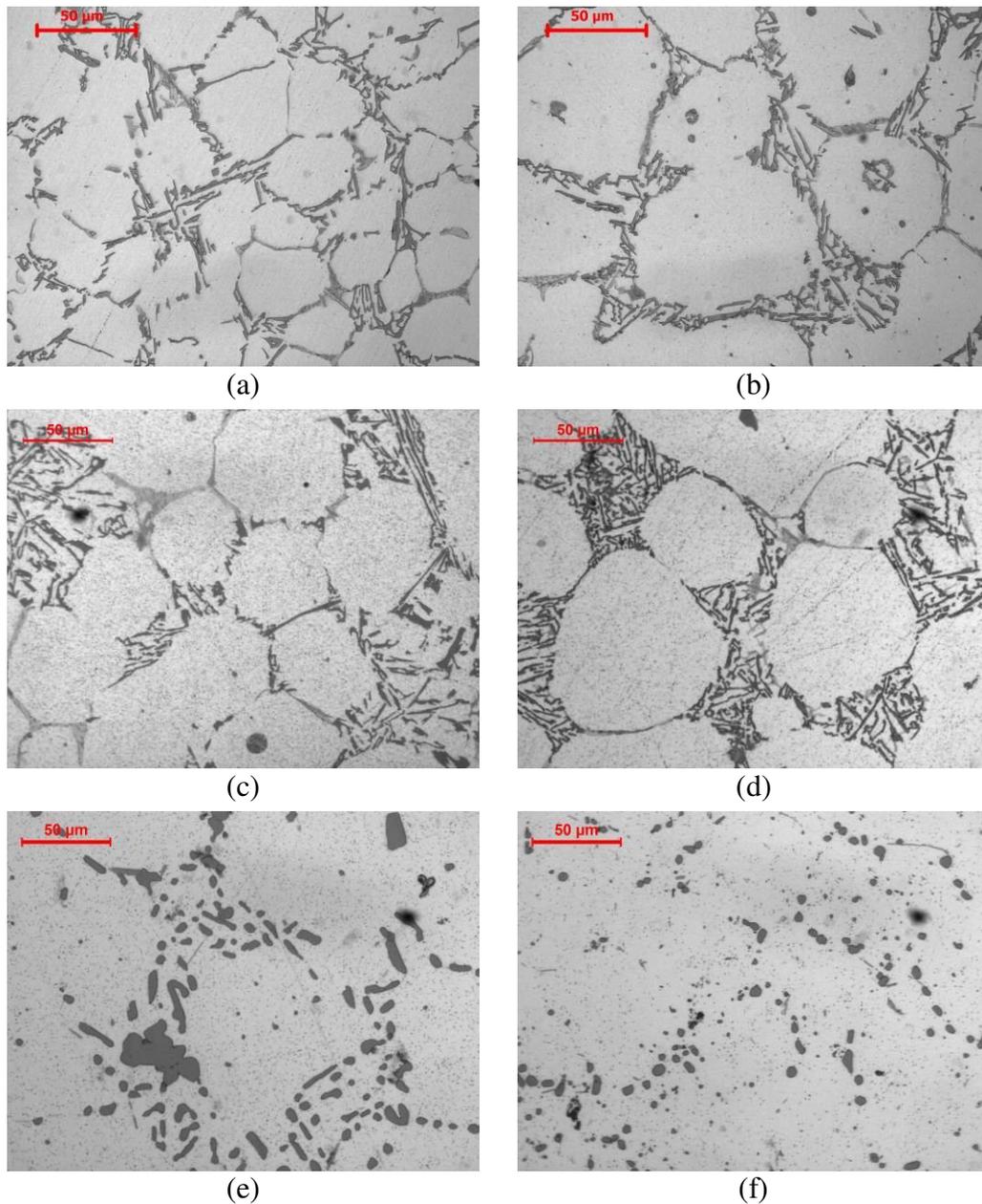


Figura 5.65: Micrografias da liga Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu: (a) sob a condição fundida; (b) tratada termicamente para 45% de fração sólida no tempo de tratamento de 210s; (c) tratada termicamente para 45% de fração sólida no tempo de tratamento de 210s e tixoforjada em prensa excêntrica (área central da amostra); (d) tratada termicamente para 45% de fração sólida no tempo de tratamento de 210s e tixoforjada em prensa pneumática (área central da amostra); (e) tratada termicamente para 45% de fração sólida no tempo de tratamento de 210s, tixoforjada em prensa excêntrica e solubilizada (T4); (f) tratada termicamente para 45% de fração sólida no tempo de tratamento de 210s, tixoforjada em prensa pneumática e solubilizada (T4) Aumento: 500x.

Analisando as microestruturas das ligas sob a condição fundida, o que se nota é uma microestrutura globular irregular para as ligas Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu e Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu, as ligas Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu e Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu apresentam uma microestrutura de roseta com tendência a globular, já a liga Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu apresenta uma microestrutura em forma roseta, mas com tendência dendrítica. Esta mudança da estrutura do material pode ser explicado pela gradativa ação inibidora que os maiores teores de silício presentes nas ligas com 4,0wt%Si, 5,0wt%Si e 7,0wt%Si exercem sobre o efeito refinador da liga inoculante Al-5,0wt%Ti-1,0wt%B. Em geral, o aumento dos teores de silício nas ligas tem influência na formação de estruturas não globulares. Nota-se também que todas as ligas sob a condição fundida possuem contornos bem definidos de grãos, já quanto às ligas Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu e Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu nota-se que além de seus contornos bem definidos, o silício eutético se mostra em partículas finas, longas, ponteadas e irregularmente distribuído nas regiões interdendríticas.

Quando analisada a condição tratada termicamente para 45% de fração sólida no tempo de tratamento de 210s, ou seja, a amostra passada pelo tratamento térmico de globularização nota-se a evolução para morfologia globular, como também um sensível aumento em seu tamanho e grau de esfericidade. Nota-se em todas as ligas a presença de pequenos precipitados distribuídos finamente na matriz de alumínio. Mas à medida que o teor de silício aumenta a presença destes precipitados diminuem.

As micrografias das ligas tratadas termicamente para 45% de fração sólida no tempo de tratamento de 210s e tixoforjadas em prensa excêntrica e em prensa pneumática foram retiradas da área central da peça tixoforjada, mantiveram-se com uma morfologia globular, mas observa-se visualmente que o seu grau de esfericidade (formato globular) foi diminuído, pois nesta área se concentra o maior nível de deformação da peça conformada, devido à ação de compressão do martelo da prensa; além da diminuição da porosidade.

Analisando os efeitos do tratamento térmico de solubilização na microestrutura das ligas é evidente a modificação estrutural das partículas de silício. Observa-se que utilizando o tempo de solubilização de 10 horas, as partículas tornaram-se menos alongadas e mais esferoidizadas, como resultado dos mecanismos de fragmentação e coalescimento das partículas de silício durante o tempo de permanência no forno. Também se observa que os contornos dendríticos não se apresentaram mais tão bem definidos e as partículas de silício ficaram mais distribuídas na

matriz, resultando numa microestrutura mais refinada e homogênea. Haskel (2009) em seu trabalho obteve os mesmos resultados, ou seja, com o tempo de solubilização de 10 horas, ocorreram mudanças na forma e na distribuição do silício da liga A356.

Cáceres *et al* (1995) observaram que os contornos dendríticos ficam indefinidos com o tratamento de solubilização em estruturas com dendritas menores, submetidas a alta taxa de solidificação.

O efeito de esferoidização das partículas de silício eutético pode ser melhor visualizado na Figura 5.66. A esferoidização das pequenas partículas de silício deriva-se do processo de fragmentação dessas partículas, que estavam na forma bruta de fundição, e do coalescimento das mesmas quando submetidas ao aquecimento. A figura mostra claramente a modificação dessas pequenas partículas fragmentadas para tomarem a forma esférica.

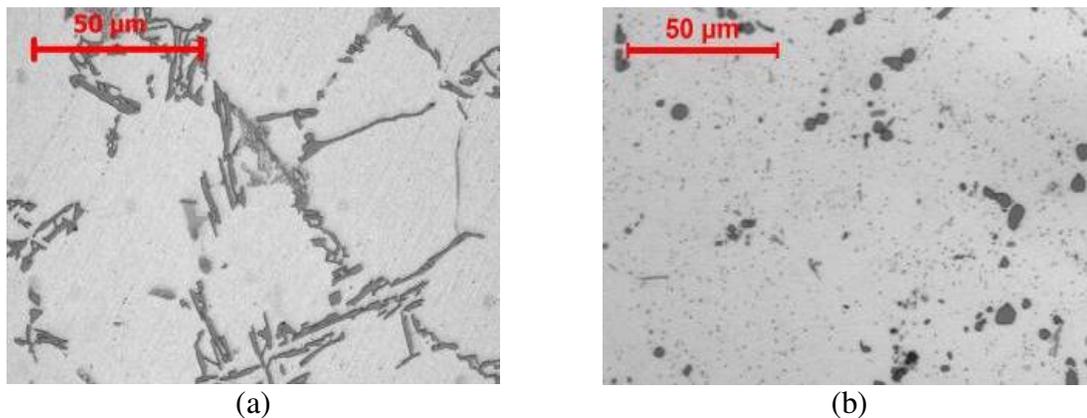


Figura 5.66: Efeito de esferoidização da liga Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu: (a) sob a condição fundida; (b) tratada termicamente para 45% de fração sólida no tempo de tratamento de 210s, tixoforjada em prensa pneumática e solubilizada (T4) Aumento: 500x.

6 CONCLUSÕES E SUGESTÕES

A literatura especializada demonstra que produzir, caracterizar e utilizar materiais semi-sólidos é complexo e necessita de altos investimentos. A maioria dos trabalhos apresentados na literatura sobre esta técnica segue uma seqüência de execução complexa acarretando em um maior custo ao produto final. O presente trabalho consistiu de um desenvolvimento extenso, porém prático, desde a obtenção das cinco ligas Al-Xwt%Si-2,5wt%Cu até a produção da peça tixoconformada; permitindo que seja reproduzido por qualquer pessoa/empresa, além de viabilizar sua execução da forma mais simples possível.

Enfim, este capítulo aborda, de maneira sintética, todas as conclusões tomadas ao longo desta tese. Serão apresentadas as conclusões específicas segundo a ordem na qual foram mencionadas e discutidas durante este trabalho. Por fim, tem-se uma sugestão visando à melhoria do processo de tixoconformação.

6.1 Produção das ligas

Todas as ligas produzidas, ou seja, Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu e Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu, estão de acordo com as especificações determinadas em termos de composição química. A principal dificuldade encontrada nesta etapa foi manter o teor de Cu de acordo com as especificações previamente estabelecidas, o que foi conseguido adicionando-se cerca de 10% mais que o previsto para o balanço de massa do Cu cp, como também sendo periodicamente agitado para sua completa dissolução e homogeneização na mistura das ligas fundidas.

Em relação ao campo eletromagnético efetivo no interior da matriz de solidificação para a potência máxima fornecida pelo sistema de 8000 W, convencionou-se utilizar 150 mm como comprimento útil do lingote, já que a partir desse valor o campo eletromagnético apresenta uma tendência à queda, diminuindo a eficiência da agitação sobre o metal fundido em solidificação e conseqüentemente sobre a quebra das dendritas e a formação de glóbulos.

6.2 Avaliação das temperaturas de trabalho

As avaliações das temperaturas de trabalho partiram dos dois métodos mais empregados na literatura, determinação das temperaturas via DSC e simulação via *software* Thermo-Calc[®]. A determinação das temperaturas via DSC foi realizada com duas taxas de aquecimento, 5°C e 20°C por minuto, até 700°C e resfriamento até temperatura ambiente com taxa de resfriamento análoga; as simulações com o *software* Thermo-Calc[®] partiram das composições ideais para cada liga, excluindo-se quaisquer inclusões ou elementos residuais.

Todas as temperaturas encontradas foram testadas no tratamento térmico de globularização na condição de 45% de fração sólida, com a intenção de se determinar quais seriam as melhores temperaturas para cada liga; utilizando as temperaturas obtidas através dos ensaios de DSC, as amostras se fundiram principalmente quando utilizadas as temperaturas com taxa de aquecimento mais alta causando sua exclusão automática. Utilizando as temperaturas obtidas através das simulações via *software* Thermo-Calc[®], as amostras mostraram-se coerentes durante os testes do tratamento térmico de globularização, sendo então adotadas como temperaturas de trabalho.

6.3 Caracterização microestrutural

As microestruturas 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. Nota-se que tanto a fração sólida como os tempos de tratamento apresentam influência na morfologia dos glóbulos primários/grãos, porém o teor de silício é a variável de maior influência para tal mudança. Em relação ao fator de forma (*SF*), tem-se que as ligas com menores teores de silício apresentam melhores resultados para circularidade.

No que diz respeito à morfologia dos grãos via metalografia colorida, tem-se que as ligas Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu, apresentam uma morfologia globular, porém as ligas Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu e Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu

apresentam uma morfologia em forma de roseta principalmente para a fração sólida de 60%. O fato destas ligas apresentarem em sua grande maioria uma estrutura em forma de roseta quando comparado com as demais ligas produzidas se deve ao aumento do teor de silício, uma vez que o aumento dos teores de soluto em uma liga gera o aumento do super-resfriamento constitucional, e respectiva instabilização da interface sólido/líquido durante a solidificação, induzindo o crescimento dendrítico e, logo, suprimindo os efeitos de globularização desejados. Outro fato observado é o aumento do tamanho de grãos, gerado pela perda de eficiência do agente refinador.

Em relação ao *Rheocast Quality Index* (RQI) tem-se que as ligas Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu e Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu são as mais adequadas para os processos de tixoconformação, com estruturas globulares e homogêneas; as ligas Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu e Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu apresentaram pior desempenho, com valores baixos de RQI, fruto de estruturas com formato de rosetas e com tamanhos excessivamente grandes de grãos e glóbulos de fase primária.

6.4 Caracterização da viscosidade (ensaio de compressão a quente)

Os testes de compressão a quente apontaram que as ligas mais indicadas para o processo de tixoconformação são Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu e Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu, devido aos baixos valores de 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, ou seja, uma melhor fluidez.

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 maior energia que a deformação da fase líquida. Como também pela menor quantidade de eutético, pois o mesmo age como se fosse um lubrificante no decorrer da deformação.

Portanto, tem-se que os menores valores de viscosidade aparente médias são atingidos para as condições de maior fator de forma, menor tamanho de grãos, menor tamanho de glóbulos primários e maiores valores de RQI.

6.5 Tixoforjamento

As peças tixoforjadas apresentaram boa conformabilidade, preenchendo toda a matriz e reproduzindo sua geometria, principalmente quando utilizado a prensa excêntrica devido a sua maior capacidade de carga aplicada. 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.

Com relação à microestrutura do material forjado, ela se apresenta de forma bem semelhante como explicitado no item 6.3 deste capítulo, ou seja, estruturas com morfologia globular com índices de circularidades e RQI altos, apresentando estruturas propícias ao processo de tixoconformação. Esses índices elevados de circularidade (*SF* e *RQI*) foram obtidos com as amostras tixoforjadas em prensa pneumática, uma vez que há um melhor controle na solidificação do material, ou seja, ocorrendo a solidificação e consolidação da peça sob pressão, proporcionando assim uma estrutura mais homogênea com partículas de fase primária bastante globularizadas e com a fase secundária bem distribuída.

Também foi caracterizada a quantidade de poros existentes nas peças tixoforjadas tanto em prensa excêntrica como em prensa pneumática, lembrando que as ligas utilizadas neste trabalho não passaram por nenhum processo de degaseificação no decorrer do processo de fundição. A quantidade de poros encontrados nas ligas tixoforjadas em prensa excêntrica encontra-se em torno de 1,6% a 2,0% da área total da amostra, já a quantidade de poros encontrados nas ligas tixoforjadas em prensa pneumática encontra-se na faixa de 0,65% a 0,85% da área total da amostra, não chegando a 1%. Esta diminuição da quantidade de poros encontrada nas peças quando utilizada a prensa pneumática é devido ao fato de que em seu processo ocorre a solidificação e consolidação da peça sob pressão havendo a eliminação ou ao menos a diminuição

dos gases internos, proporcionando assim menor porosidade no material e conseqüentemente uma estrutura mais homogênea quando da sollicitação de esforços externos.

6.6 Comportamento mecânico em tração

A medida que se eleva a porcentagem de silício nas ligas ocorre o aumento de suas propriedades mecânicas, chegando ao valor de tensão limite de resistência à tração de 253MPa, para a liga Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu na condição fundida.

Observa-se que as propriedades mecânicas (limite de escoamento, alongamento e limite de resistência à tração) de todas as ligas aumentaram quando se utilizou o tixoforjamento em prensa pneumática, pois como em seu processo ocorre a solidificação e consolidação da peça sob pressão há a eliminação ou ao menos a diminuição dos gases internos, proporcionando menor porosidade no material e conseqüentemente uma estrutura mais homogênea, ou seja, livre de bolhas e vazios internos.

6.7 Tratamento térmico de solubilização (T4)

Com o intuito da obtenção de melhores propriedades mecânicas das ligas estudadas neste trabalho foi realizado o tratamento térmico de solubilização nas peças tixoforjadas. Entre os objetivos pretendidos com o tratamento de solubilização está a homogeneização e melhor distribuição do elemento Si eutético e a redução das partículas de Si eutético irregularmente distribuídas nos contornos de grãos; sendo o primeiro objetivo essencial para alcançar o nível máximo do limite de escoamento da liga e o segundo objetivo melhorar a ductilidade da liga conseqüentemente o limite de resistência à tração.

Analisando os efeitos do tratamento térmico de solubilização na microestrutura das ligas fica evidente a modificação estrutural das partículas de silício, ou seja, as partículas tornaram-se menos alongadas e mais esferoidizadas, como resultado dos mecanismos de fragmentação e

coalescimento das partículas de silício durante o tempo de permanência no forno; outro fato observado é que os contornos dendríticos não se apresentaram mais tão bem definidos e as partículas de silício ficaram mais distribuídas na matriz, resultando numa microestrutura mais refinada e homogênea. Contribuindo assim para uma melhora substancial em todas as propriedades mecânicas.

6.8 Sugestão para trabalhos futuros

Como sugestão para trabalhos futuros, propõe-se comparar o método de agitação eletromagnética e ultra-refino empregado na fabricação das ligas desta tese com outros processos de fabricação de material tixofundido como, por exemplo, lingotamento direto seguido de ECAE (*Equal Channel Angular Extrusion*) que resultará em uma microestrutura com granulação fina, sem a utilização de refinadores de grão. Abordando as ligas Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu e Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu, que neste trabalho foram as que apresentaram melhores resultados tanto no que diz respeito a tamanho de glóbulos primários/grãos, viscosidade aparente como também melhores propriedades mecânicas.

Referências

Associação Brasileira do Alumínio (ABAL). Disponível em <www.abal.org.br>. Acesso em: 01 junho 2010.

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

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, p.341-412, 2005.

ATWOOD, R. C.; LEE, P. D. Simulation of the Three-dimensional Morphology of Solidification Porosity in an Aluminum-silicon Alloy. **Acta Materialia**, v.51, p.5447-5466, 2003.

APAYDIN, N. Effect of Stirring on the Bulk Solidification of Hypoeutectic and Eutectic Al-Si Alloys. **Journal of Materials Science Letters**, v.1, p.39-43, 1982.

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

BRABAZON, D.; BROWNE, D. J.; CARR, A. J. Mechanical Stir Casting of Aluminum Alloys from the Mushy State: Process, Microstructure and Mechanical Properties. **Materials Science and Engineering A**, v.326, p.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, p.336-341.

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

CÁCERES, C.H.; DAVIDSON, C.J.; GRIFFITHS, J.R. The deformation and Fracture Behaviour of an Al-Si-Mg Casting Alloy. **Material Science and Engineering A197**, p. 171-179, 1995.

CÁCERES, C.H.; DJURDJEVIC, M.B.; STOCKWELL, T.J.; SOKOLOWSKI, J.H. The Effect of Cu Content on the Level of Microporosity in Al-Si-Cu-Mg Casting Alloys. **Scripta Materialia**, v.40, n.5, p.631-637, 1999.

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, p.39-117, 1992.

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

CHAUDHURY, S.K.; APELIN, D. Effects of Solution Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of Al-Si-Cu-Mg (354) Alloy Using a Fluidized Bed Reactor. **AFS Transactions**, p.1-14, 2005.

CHAYONG, S.; KAPRANOS, P.; ATKINSON, H.V. Semi-solid Processing of Aluminum 7075. In: **Proceedings of the 6th International Conference on the Semi-solid Processing of Alloys and Composites**. Turin, Italy, 2000, p.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, p.16-21.

CHIARMETTA, G.; ZANARDI, L. Production of Structural Components by Thixoforming Aluminum Alloys. In: **Proceedings of the 3th International Conference on the Semi-solid Processing of Alloys and Composites**. Japan, 1994, p.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, p.15-21.

CIBULA, A. The Mechanism of Grain Refinement of Sand Casting in Aluminum Alloys. **Journal of the Institute of Metals**, v.76, p.321-360, 1949-50.

COUPER, M.J.; NEESON, A.E.; GRIFFITHS, J.R. Casting Defects and the Fatigue Behavior of an Aluminum Casting Alloy. **Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures**. v.13, p.213-227, 1990.

CROSSLEY, F.A.; MONDOLFO, L.F. Mechanism of Grain Refinement in Aluminum Alloys. **Transactions of the Metallurgical Society of AIME**, v.191, p.1143-1148, 1951.

EASTON, M.A.; KAUFMANN, H.; FRAGNER, W. The Effect of Chemical Grain Refinement and Low Superheat Pouring on the Structure of NRC Castings of Aluminum Alloy Al-7Si-0,4Mg. **Materials Science and Engineering A**, v.420, p.135-143, 2006.

ESPINOZA, M.M. **Estudo de Parâmetros no Processo de Forjamento Semi-sólido de Ligas de Alumínio**. 1999, 82p. Tese (Doutorado) - Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre.

FASOYINU, F.A.; SAHOO, M.; DAVIES, R.G. Grain Refinement of Aluminum Alloy 356.0 with Scandium, Zirconium and a Combination of Titanium and Boron. In: **Proceedings of the International Symposium on Light Metals**, Ottawa, Canada, p.241-270, 2000.

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

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

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

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, p.169-174.

FLEMINGS, M.C.; RIEK, R.G.; YOUNG, K.P. Rheocasting Processes. **AFS International Cast**

Metals Journal, v.1, p.11-22, 1976.

FLEMINGS, M.C. Behavior of Metal Alloys in the Semi-solid State. **Metallurgical Transactions A**, v.22A, p.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, p.187-194.

GARCIA, A. **Solidificação: Fundamentos e Aplicações**. Campinas, SP: Editora da UNICAMP, 2001. 399p.

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

GHOMASHCHI, R.; NAFISI, S.; EMADI, D.; SHEHATA, M.T. Effects of Electromagnetic Stirring and Superheat on the Microstructural Characteristics of Al-Si-Fe Alloy. **Materials Science and Engineering A**, v.342, p.71-83, 2006.

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, p.367-372.

HASKEL, T. **Efeito do Tratamento Térmico de Solubilização na Microestrutura e nas Propriedades Mecânicas da Liga de Alumínio A356**. 2009, 115p. Dissertação (Mestrado) - Centro de Ciências Tecnológicas, Universidade do Estado de Santa Catarina, Joinville.

HIRT, G.; CREMER, R.; WINKELMANN, A.; ZILLGEN, M. SSM-Forming of Usually Wrought Aluminum Alloys. In: **Proceedings of the 3th International Conference on the Semi-solid Processing of Alloys and Composites**. Japan, 1994, p.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, p.55-61.

INFOMET. Informações Britadas, Fundidas e Laminadas. Disponível em <www.infomet.com.br>. Acesso em: 06 junho 2011.

ITO, Y.; FLEMINGS, M. C.; CORNIE, J. A. Rheological Behavior and Microstructure of Al-6.5wt%Si Alloy. In: **Proceedings of TMS Symposium Nature and Properties of Semi-Solid Materials**. San Diego, USA, 1992, p.3-17.

JIANG, Z.Y.; ZHOU, T.G.; WEN, J.L.; TIEU, A.K. A Method to Produce Aluminum Alloy Tube Busbars by Continuous Casting-expansion Extrusion. **Journal of Materials Processing Technology**, v.177, p.163-166, 2006.

JIANG, Y.; LU, D.; GUAN, G.; ZHOU, R.; LI, Z.; ZHOU, R. Refinement of Primary Si in Hypereutectic Al-Si Alloy by Electromagnetic Stirring. **Journal of Materials Processing Technology**, v.189, p.13-18, 2007.

JIANG, Z.Y.; ZHOU, T.G.; WEN, J.L.; LI, H.; TIEU, A.K. Semi-solid Continuous Casting-extrusion of AA6201 Feed Rods. **Materials Science and Engineering A**, v.485, p.108–114, 2008.

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

JONES, G.P.; PEARSON, J. Factors Affecting the Grain-refinement of Aluminum Using Titanium and Boron Additives. **Metallurgical Transactions B**, v.7B, p.223-234, 1976.

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

KANG, C.G.; CHOI, J.S.; KIM, K.H. The Effect of Strain Rate on Macroscopic Behavior in the Compression Forming of Semi-solid Aluminum Alloy. **Journal of Materials Processing Technology**, v.88, p.159-168, 1999.

KANG, C.G.; YOUN, S.W.; SEO, P.K. Data Base Construction on Mechanical Properties of Thixoforged Aluminum Parts and Their Microstructure Evolution. **Journal of Materials Processing Technology**, v.159, p.330-337, 2005.

KANG, C.G.; BAE, J.W.; KIM, B.M.. The Grain Size Control of A356 Aluminum Alloy by Horizontal Electromagnetic Stirring for Rheology Forging. **Journal of Materials Processing Technology**, v.187, p.344-348, 2007.

KANG, C.G.; BAE, J.W.; KIM, T.W. Experimental Investigation for Rheology Forming Process of Al-7%Si Aluminum Alloy with Electromagnetic System. **Journal of Materials Processing Technology**, v.191, p.165-169, 2007.

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

KAPRANOS, P.; WARD, P.J.; ATKINSON, H.V. Near Net Shaping by Semi-solid Metal Processing. **Materials and Design**, v.21, p.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, p.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, p.484-568.

KEARNS, M.A.; THISTLETHWAITE, S.R.; COOPER, P.S. Recent Advances in Understanding the Mechanism of Aluminum Grain Refinement by TiBAl Master Alloys. In: **125th The Minerals, Metals and Materials Society Annual Meeting**. Anaheim, USA, 1996. Disponível em <www.metallurgical.com>. Acesso em: 17 outubro 2010.

KIRKWOOD, M.C. Semi-Solid Metal Processing. **International Materials Reviews**, v.39, p.173-189, 1994.

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, p.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, p.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, p.295-300.

KORI, S.A.; MURTY, B.S.; CHAKRABORTY, M. Development of an Efficient Grain Refiner for Al-7%Si Alloy and its Modification with Strontium. **Materials Science and Engineering A**, v.283, p.94-104, 2000.

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

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

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

LEE, Y.C.; DAHLE, A.K.; StJOHN, D.H.; HUTT, J.E.C. The Effect of Grain Refinement and Silicon Content on Grain Formation in Hypoeutectic Al-Si Alloys. **Materials Science and Engineering A**, v.259, p.43-52, 1999.

LEE, P.D.; CHIRAZI, A.; SEE, D. Modeling Microporosity in Aluminum-silicon Alloys: A Review. **Journal of Light Metals 1**, p.15-30, 2001.

LEITE, L.G.T.S. **Tixoconformação de Ligas Al-Xwt%Si-0,5wt%Mg**. 2009, 21p. (Iniciação científica) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas.

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

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

METAN, V.; EIGENFELD, K.; RABIGER, D.; LEONHARDT, M; ECKERT, S. Grain Size Control in Al-Si Alloys by Grain Refinement and Electromagnetic Stirring. **Journal of Alloys and Compounds**, v.487, p.163-172, 2009.

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

MOHANTY, P.S.; GRUZLESKI, J.E. Grain Refinement Mechanisms of Hypoeutectic Al-Si Alloys. **Acta Materialia**, v.44, p.3749-3760, 1996.

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

NADCA. North America Die casting Association. Disponível em <www.diecasting.org/research/faq>. Acesso em: 30 de abril de 2008.

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, p.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, p.70-75, 2000.

PAES, M. **Otimização de Processo de Obtenção de Refundidos da Liga A356 por Agitação Eletromagnética**. 2000, 97p. Dissertação (Mestrado) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas.

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

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

PERES, G. **Avaliação da Tixoconformabilidade de Ligas Al-Xwt%Si-5wt%Zn**. 2012, 92p. Dissertação (Mestrado) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas.

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

PRONI, C.T.W. **Avaliação da Tixotromabilidade das Ligas AA2011 e AA2014**. 2010, 130p. Dissertação (Mestrado) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas.

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, p.166-173, 2006.

RAMATI, S.E.; ABBASCHIAN, G.; MEHERABIAN, R. Forging of Liquid and Partially Solid Sn-15%Pb. **Metallurgical Transaction B**, v.9B, p.279-286, 1978.

REEVES, J.J.; KATTAMIS, T.Z. A Model for Isothermal Dendritic Coarsening. **Scripta Metallurgica**, v.5, p.223-229, 1971.

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

ROBERT, M.H. **Proposição de um Novo Processo para a Obtenção de Pastas Metálicas Reofundidas**. 1989, 217p. Tese (Livre Docência) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas.

ROBERT, M.H. Partial Melting as an Efficient Method to Produce Rheocast Alloy Slurries. **Trans of Japan Foundrymen Society**, v.12, p.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 Mecánica y IV Congreso Nacional de Energía**. Valpariso, Chile, 2000, p.86-93.

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

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

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**. 2001, 154p. Tese (Doutorado) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas.

SAMUEL, F.H.; AMMAR, H.R.; SAMUEL, A.M. Porosity and the Fatigue Behavior of Hypoeutectic and Hypereutectic Aluminum-silicon Casting Alloys, **International Journal of Fatigue**, v.30, p.1024-1035, 2008.

SEO, P.K.; KIM, D.U.; KANG, C.G. Effects of Die Shape and Injection Conditions Proposed with Numerical Integration Design on Liquid Segregation and Mechanical Properties in Semi-solid Die Casting Process. **Journal of Materials Processing Technology**, v.176, p.45–54, 2006.

dos SANTOS, E. G. **Projeto e Construção de um Sistema de Lingotamento Semi-Contínuo para Obtenção de Materiais Refundidos**. 2000, 80p. Dissertação (Mestrado) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas.

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, p.LI-LVI.

SPENCER, D. B.; MEHRABIAN, R.; FLEMINGS, M.C. Rheological Behavior of Sn-15%Pb in the Crystallization Range. **Metallurgical Transactions**, v.3, p.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, p.121-128.

TINGJU, L.; ZHIMING Y.; XINTAO L.; KAI, Q.; ZHIQIANG, C.; XIAOLI, Z. Study on Horizontal Electromagnetic Continuous Casting of CuNi10Fe1Mn Alloy Hollow Billets, **Materials and Design**, v.30, p.2072-2076, 2009.

TIRYAKIOGLU, M.; SHUEY, R.T. Quench Sensitivity of an Al-7 Pct Si-0,6 Pct Mg Alloy: Characterization and Modeling. **The Minerals, Metals e Materials Society and ASM International**, publicação online, DOI 10.1007/s11663-007-9027-4, 2007.

TORRES, L.V. **Avaliação da Tixoconformabilidade das Ligas AA7075 e AA7004**. 2009, 102p. Dissertação (Mestrado) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas.

VOELKNER, W. Present and Future Developments of Metal Forming: Selected Examples. **Journal of Materials Processing Technology**, v.106, p.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, p.952-955, 2002.

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, p.789-793.

YAN, M.; LUO, W. Effects of Grain Refinement on the Rheological Behaviors of Semi-solid Hypoeutectic Al-Si Alloys. **Materials Chemistry and Physics**, v.104, p.267-270, 2007.

YOUNG, K. Semi-solid Metal Forming Alloy and Composites. In: **Proceedings of The Minerals, Metals and Materials Society Symposium on Nature and Properties of Semi-Solid Materials**. San Diego, USA, p.245-266, 1992.

YOUNG, K.; 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, p.155-177.

YOUNG, K.; EISEN, P. Diecasting Systems for Semiliquid and Semisolid Metalcasting - Applications. In: **Proceedings of the 6th International Conference on the Semi-solid Processing of Alloys and Composites**. Turin, Italy, 2000, p.41-46.

ZOQUI, E.J. **Obtenção e Caracterização Mecânico Metalúrgica da Liga Al-4,5wt%Cu no Estado Refundido**. 1995, 248p. Tese (Doutorado) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas.

ZOQUI, E.J. **Obtenção e Caracterização de Ligas Al-Si Refundidas**. 2001, 192p. Tese (Livre Docência) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas.

ZOQUI, E. J.; PAES, M.; ES-SADIQ, E. Macro and Microstructure Analysis of SSM A356 Produced by Electromagnetic Stirring. **Journal of Materials Processing Technology**, v.120, p. 365-373, 2002.

ZOQUI, E.J.; LOURENÇATO, L.A; BENATI, D.M. Thixoforming of Aluminum-silicon Alloys in a Mechanical Eccentric Press. **Solid State Phenomena**, v.141-143, p.517-522, 2008.

ZOQUI, E.J.; LOURENÇATO, L.A; GRACCIOLLI, J.I. Thixo-formability of the AA6063 Alloy: Conventional Production Processes versus Electromagnetic Stirring. **Journal of Materials Processing Technology**, v.198, p.155-161, 2008.

ANEXO A – Matriz de solidificação

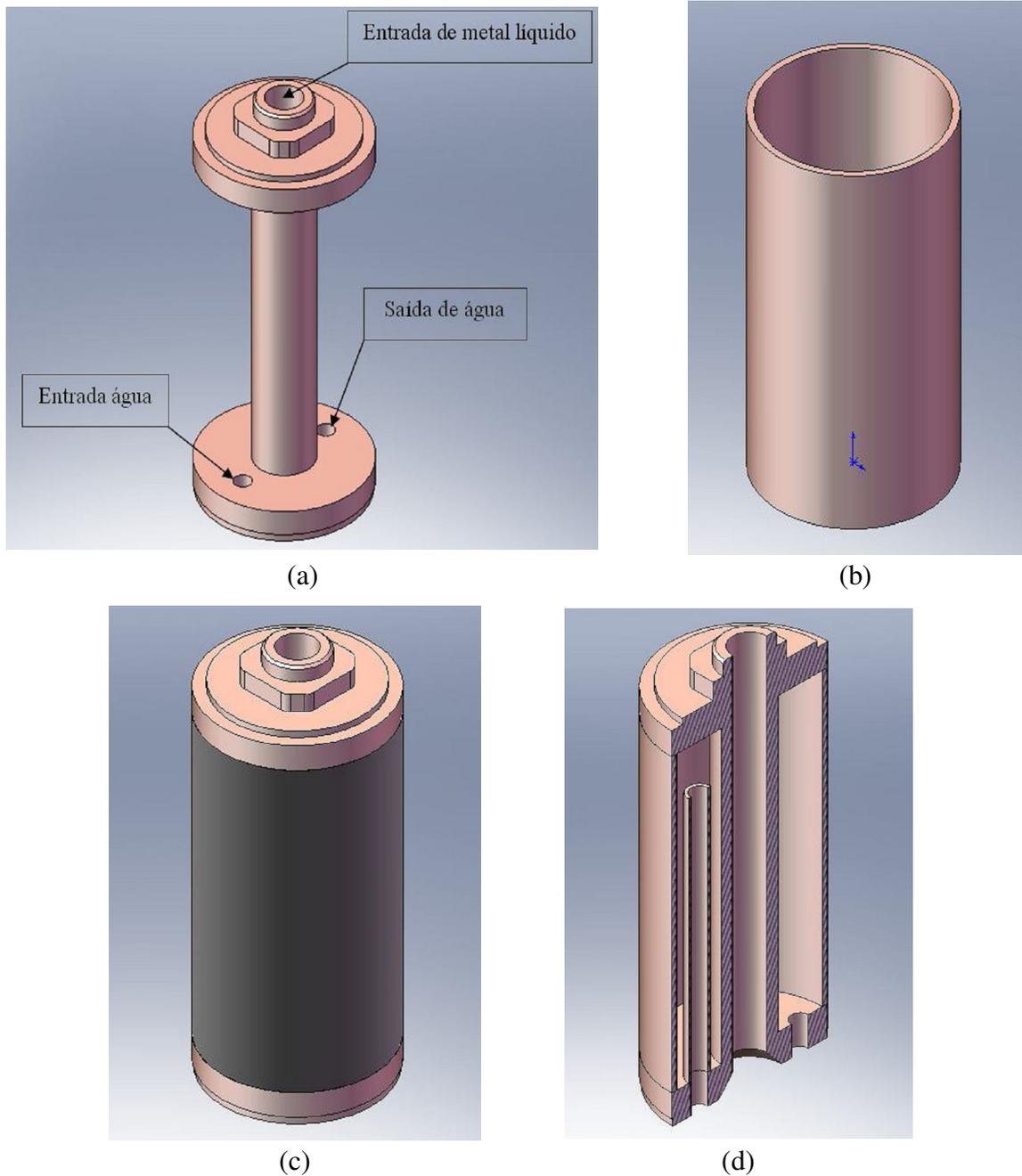


Figura A.1: Representação tridimensional: (a) matriz de solidificação (lingoteira metálica); (b) camisa da matriz; (c) do sistema completo; (d) do sistema completo em corte (com ênfase ao seu sistema de refrigeração) (PERES, 2012).

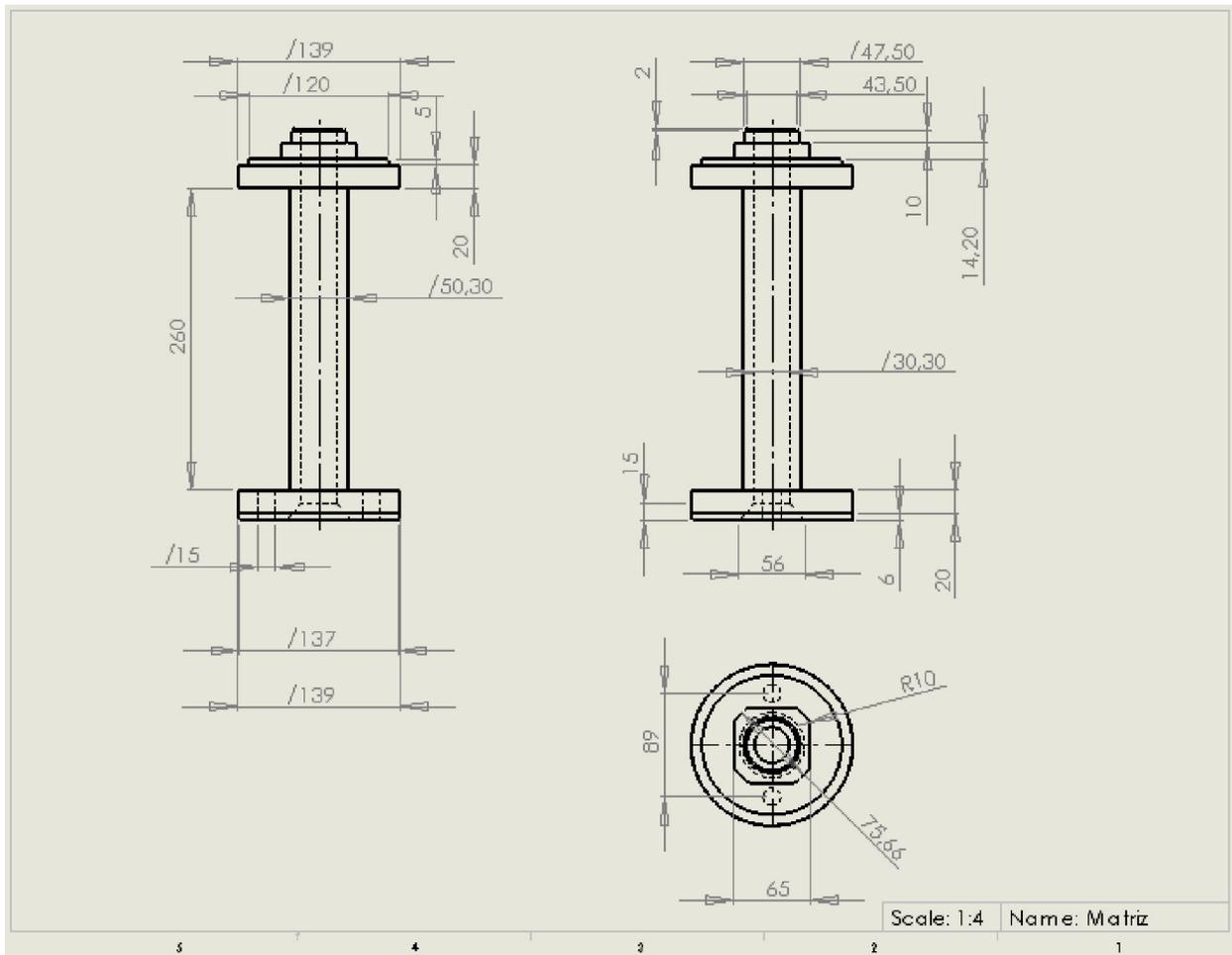


Figura A.2: Desenho de vistas da matriz com respectivas cotas (PERES, 2012).

ANEXO B – Tabelas de ensaios aleatórios

A seguir apresentam-se todas as tabelas geradas pelo *software* Minitab® 16 para todos os ensaios realizados neste trabalho.

Tabela B.1: Seqüência de ensaios para os tratamentos térmicos de globularização.

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

29	5	60	210
30	7	45	30
31	3	45	90
32	5	45	30
33	3	45	0
34	5	45	90
35	5	45	210
36	7	60	30
37	3	60	90
38	2	45	210
39	7	60	0
40	7	45	90

Tabela B.2: Sequência de ensaios para picnometria.

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

23	4	60	90
24	7	45	90
25	2	45	210
26	2	60	90
27	5	60	0
28	4	60	0
29	7	45	90
30	4	45	30
31	3	60	0
32	5	45	90
33	7	45	30
34	2	60	210
35	2	60	30
36	2	60	90
37	7	60	90
38	4	60	30
39	5	45	0
40	7	60	0
41	3	45	0
42	5	45	0
43	5	60	30
44	3	60	30
45	5	60	210
46	3	45	90
47	4	60	90
48	3	45	210
49	7	60	210
50	4	45	90
51	7	60	30
52	5	45	210
53	3	45	30
54	3	60	0
55	3	60	30
56	7	45	30
57	7	45	210
58	3	45	90
59	2	45	210
60	7	45	210

61	4	45	30
62	2	60	0
63	4	45	0
64	4	60	0
65	3	45	0
66	5	60	210
67	3	60	210
68	2	60	0
69	2	45	90
70	7	45	0
71	3	45	30
72	7	60	30
73	5	60	90
74	3	60	210
75	2	45	30
76	5	45	90
77	2	45	30
78	3	60	90
79	4	45	0
80	4	45	90

Tabela B.3: Sequência de ensaios para compressão a quente.

<i>Ensaio</i>	<i>Teor de silício (%)</i>	<i>Fração sólida (%)</i>	<i>Tempo de tratamento (s)</i>
1	2	60	210
2	3	60	90
3	3	45	210
4	4	60	210
5	4	60	0
6	2	45	210
7	4	45	210
8	5	45	210
9	3	60	30
10	2	45	210
11	2	45	30
12	7	45	210
13	4	60	90
14	7	60	0

15	3	60	90
16	3	45	30
17	4	45	0
18	5	45	90
19	7	60	210
20	3	45	30
21	4	45	0
22	7	45	30
23	5	60	90
24	5	60	0
25	2	45	30
26	5	45	30
27	3	45	90
28	3	60	0
29	5	60	0
30	3	45	90
31	4	60	90
32	5	60	90
33	7	60	210
34	7	45	0
35	7	60	30
36	4	60	30
37	3	60	210
38	5	45	30
39	3	45	0
40	5	45	90
41	2	60	0
42	4	60	30
43	5	60	30
44	4	60	210
45	2	60	0
46	2	60	210
47	4	45	30
48	5	45	0
49	4	45	210
50	5	60	210
51	5	45	0
52	3	60	30

53	5	45	30
54	3	60	0
55	7	45	30
56	2	45	0
57	5	60	210
58	5	60	0
59	3	45	30
60	3	60	0
61	4	60	0
62	3	45	0
63	2	45	90
64	2	60	30
65	3	60	210
66	2	60	90
67	5	60	30
68	3	45	90
69	7	60	30
70	2	45	210
71	3	60	30
72	2	45	90
73	7	60	90
74	7	60	30
75	5	60	30
76	7	45	90
77	3	45	210
78	2	45	90
79	7	45	90
80	7	45	0
81	7	45	210
82	7	45	0
83	4	45	30
84	2	60	90
85	3	60	90
86	7	60	90
87	4	45	90
88	5	45	0
89	2	45	0
90	3	45	0

91	4	45	0
92	4	60	0
93	4	45	210
94	5	60	210
95	2	60	0
96	4	45	90
97	5	60	90
98	7	60	90
99	2	60	30
100	2	45	30
101	3	60	210
102	7	45	30
103	7	60	210
104	3	45	210
105	4	60	90
106	4	45	30
107	2	60	30
108	5	45	210
109	4	60	30
110	5	45	90
111	4	45	90
112	4	60	210
113	7	45	90
114	2	60	210
115	2	60	90
116	7	45	210
117	7	60	0
118	2	45	0
119	5	45	210
120	7	60	0

Tabela B.4: Sequência de ensaios para tixoforjamento.

<i>Ensaio</i>	<i>Teor de silício (%)</i>	<i>Tempo de tratamento (s)</i>
1	3	90
2	7	0
3	2	0
4	3	0

5	2	90
6	5	0
7	4	0
8	5	0
9	4	30
10	4	90
11	7	0
12	7	30
13	5	90
14	4	90
15	7	90
16	4	210
17	3	90
18	5	210
19	5	90
20	4	0
21	2	210
22	3	210
23	7	210
24	4	30
25	2	210
26	3	210
27	7	30
28	7	210
29	2	90
30	5	210
31	2	30
32	3	0
33	2	0
34	5	30
35	2	30
36	7	90
37	3	30
38	3	30
39	4	210
40	5	30

Tabela B.5: Sequência de ensaios para tração.

<i>Ensaio</i>	<i>Teor de silício (%)</i>	<i>Tempo de tratamento (s)</i>
1	5	90
2	4	30
3	7	0
4	7	fundida
5	3	210
6	4	210
7	7	90
8	2	0
9	7	30
10	5	30
11	5	fundida
12	3	fundida
13	7	30
14	4	0
15	3	90
16	7	30
17	5	90
18	7	fundida
19	4	90
20	2	fundida
21	5	210
22	2	210
23	4	fundida
24	5	0
25	2	fundida
26	2	90
27	2	90
28	3	30
29	5	210
30	3	0
31	5	90
32	7	0
33	2	30
34	3	210
35	5	210
36	5	0

37	4	30
38	5	30
39	7	90
40	7	210
41	3	90
42	2	0
43	5	0
44	4	210
45	3	fundida
46	3	0
47	4	90
48	2	fundida
49	3	0
50	2	210
51	4	fundida
52	5	fundida
53	7	0
54	5	fundida
55	4	210
56	2	30
57	2	210
58	3	210
59	2	30
60	3	90
61	7	90
62	3	30
63	7	210
64	4	30
65	7	210
66	3	fundida
67	3	30
68	4	0
69	4	90
70	2	90
71	7	fundida
72	5	30
73	4	0
74	2	0

75	4	fundida
----	---	---------

Tabela B.6: Sequência de ensaios para tração após tratamento térmico de solubilização.

<i>Ensaio</i>	<i>Teor de silício (%)</i>	<i>Tempo de tratamento (s)</i>
1	5	210
2	4	210
3	5	0
4	5	fundida
5	2	210
6	5	90
7	3	0
8	3	fundida
9	2	0
10	7	90
11	5	30
12	7	0
13	4	fundida
14	5	210
15	4	fundida
16	2	fundida
17	3	210
18	3	fundida
19	4	0
20	2	210
21	7	30
22	4	30
23	3	0
24	7	fundida
25	3	90
26	3	30
27	2	90
28	2	90
29	3	210
30	2	0
31	2	30
32	5	0
33	7	30

34	7	210
35	5	90
36	4	90
37	7	fundida
38	7	90
39	4	90
40	3	90
41	2	30
42	7	210
43	2	fundida
44	4	30
45	3	30
46	7	0
47	4	210
48	5	30
49	5	fundida
50	4	0

ANEXO C – Curvas originárias dos ensaios de DSC

A seguir, observa-se todas as curvas originais dos ensaios de DSC obtidas para todas as ligas estudadas neste trabalho, ou seja, Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu e Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu. Observam-se em todos os gráficos, duas curvas com coloração diferente, isto porque foram utilizadas duas taxas de aquecimento diferentes (5°C e 20°C por minuto).

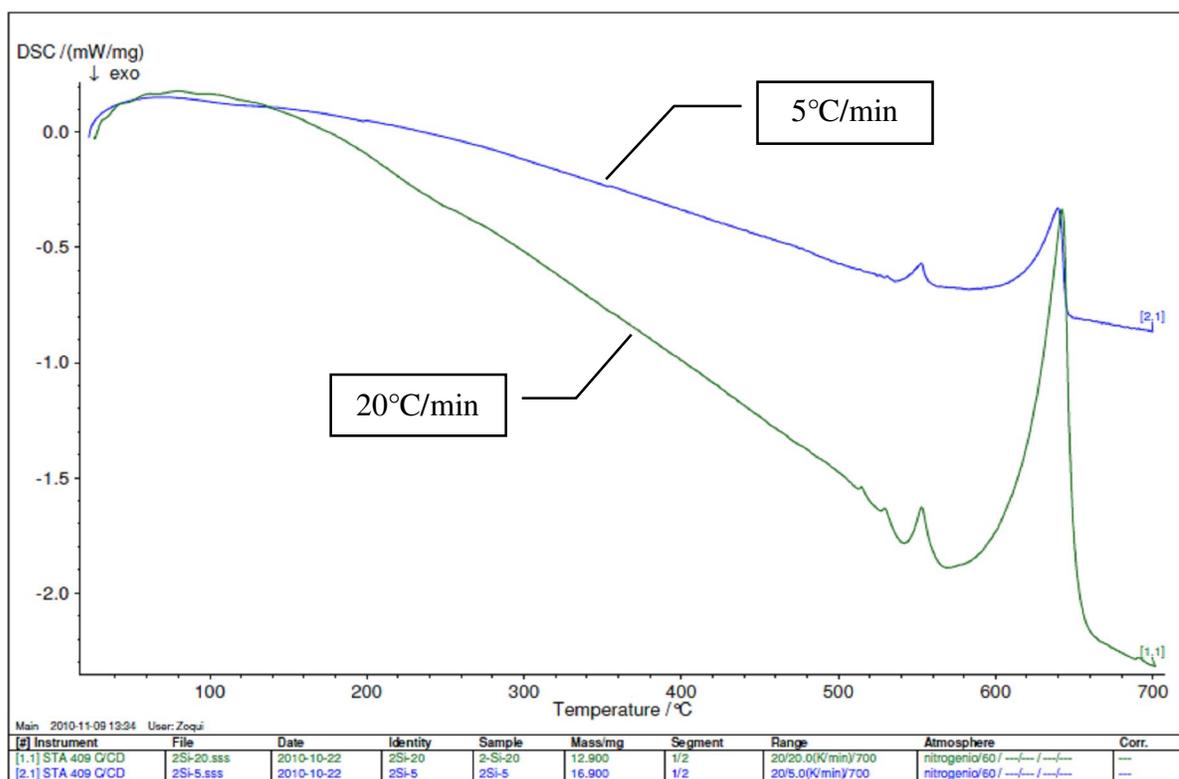


Figura C.1: Curva originária de DSC da liga Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu.

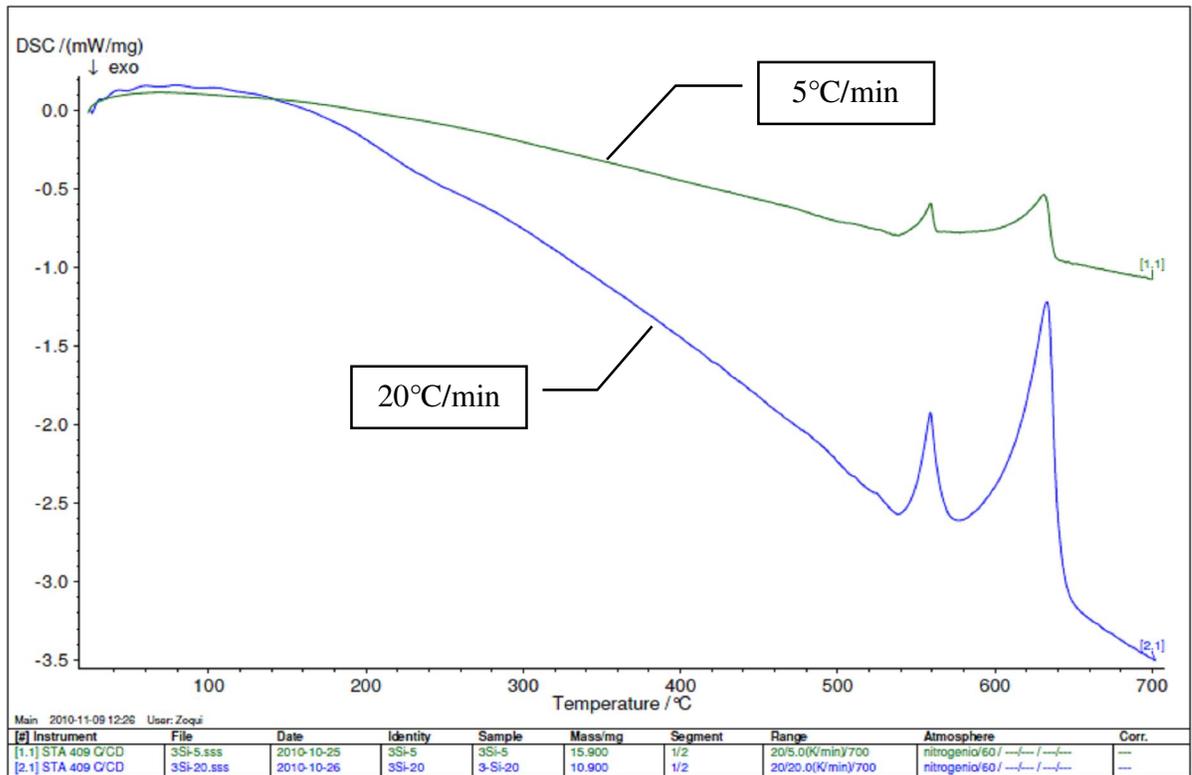


Figura C.2: Curva originária de DSC da liga Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu.

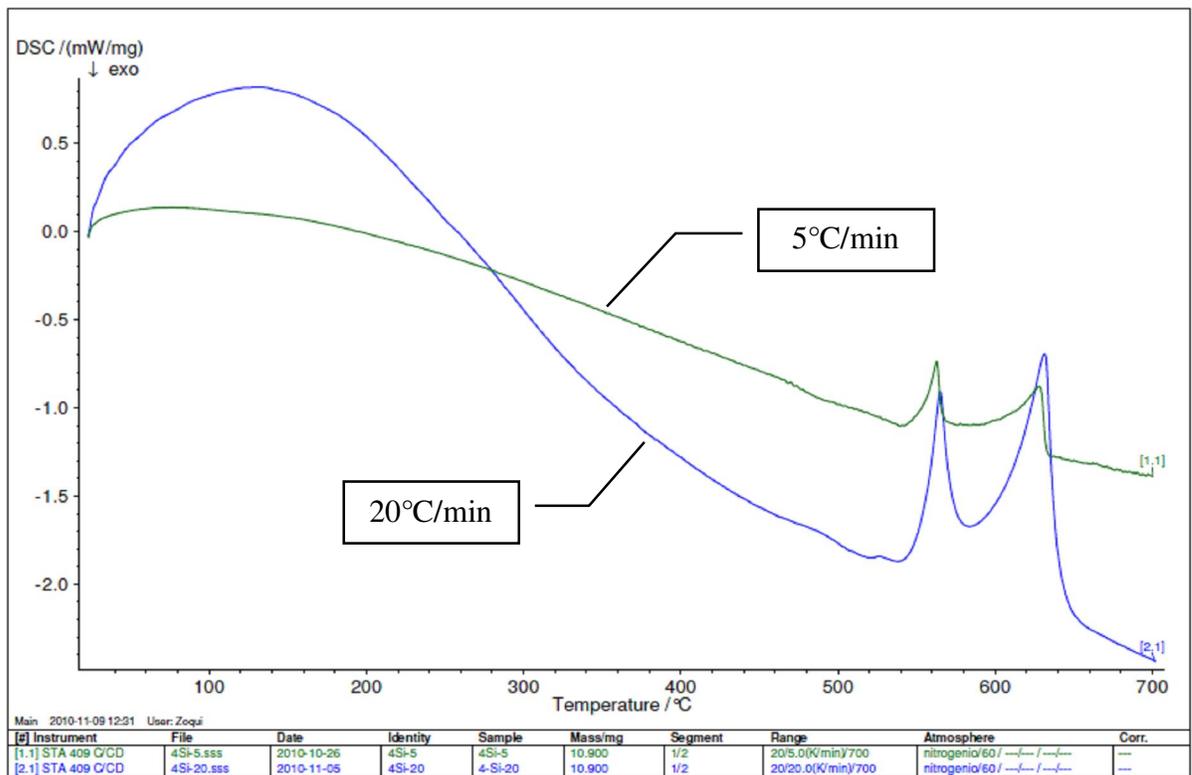


Figura C.3: Curva originária de DSC da liga Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu.

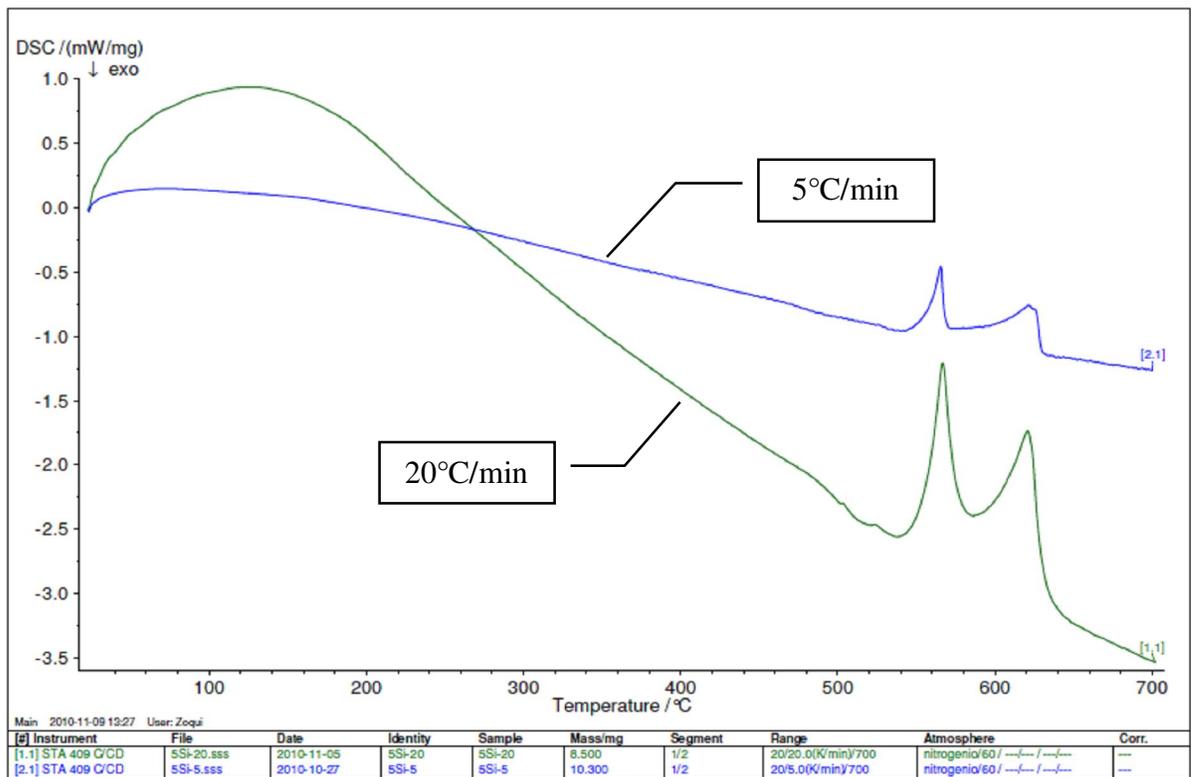


Figura C.4: Curva originária de DSC da liga Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu.

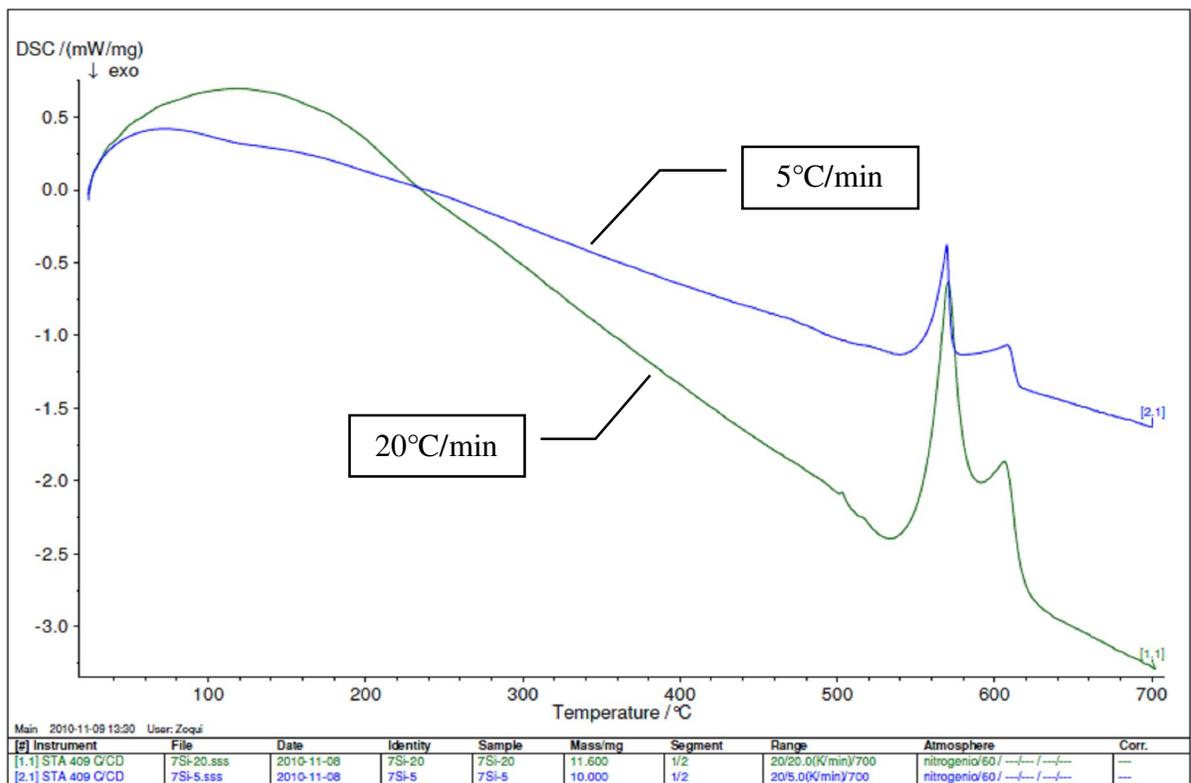


Figura C.5: Curva originária de DSC da liga Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu.

ANEXO D – Diagrama de fases

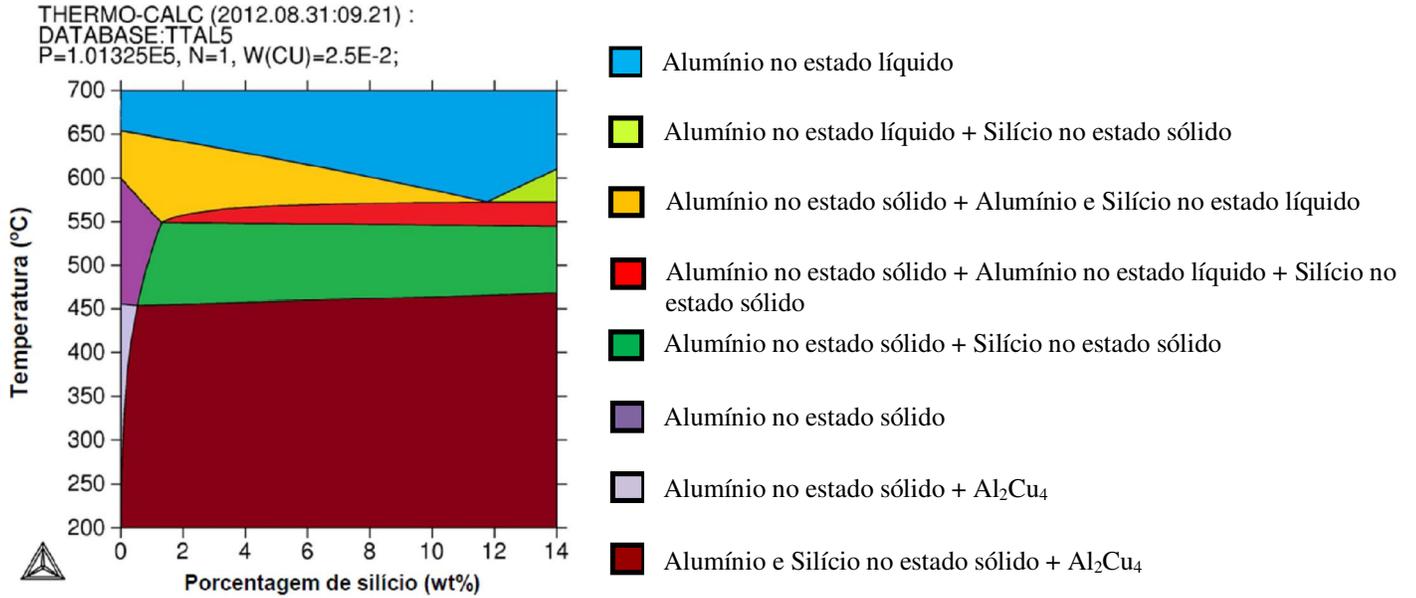


Figura D.1: Diagrama de fases da liga Al-Xwt%Si-2,5wt%Cu.