

ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE A REDAÇÃO FINAL DA  
TESE DEFENDIDA POR Bruna Vilas Bôas  
..... E APROVADA  
PELA COMISSÃO JULGADORA EM 28 / 02 / 2012

.....  
  
ORIENTADOR

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

Bruna Vilas Bôas

**Avaliação do Comportamento Mecânico de Ligas  
Al-Xwt%Si-5wt%Zn Tixoconformadas**

Campinas, 2012

49/2012

Bruna Vilas Bôas

# **Avaliação do Comportamento Mecânico de Ligas Al-Xwt%Si-5wt%Zn Tixoconformadas**

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

Área de concentração: Materiais e Processos de Fabricação  
Orientador: Eugênio José Zoqui

Campinas  
2012

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

V71a Vilas Bôas, Bruna  
Avaliação do comportamento mecânico de ligas Al-  
Xwt%Si-5wt%Zn tixoconformadas / Bruna Vilas Bôas. -  
-Campinas, SP: [s.n.], 2012.

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

1. Ligas de alumínio. 2. Fundição. 3. Tratamento  
térmico. 4. Ligas de alumínio - Propiedades mecânicas.  
5. Metalografica. I. Zoqui, Eugênio José. II.  
Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de  
Engenharia Mecânica. III. Título.

Título em Inglês: Evaluation of the mechanical behavior of Al-Xwt%Si-  
5wt%Zn thixoforged alloys

Palavras-chave em Inglês: Aluminum alloys, Casting, Heat treatment,  
Aluminum alloys - Mechanicals properties,  
Metallography

Área de concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Titulação: Mestre em Engenharia Mecânica

Banca examinadora: Célia Marina de Alvarenga Freire, Conrado Ramos  
Moreira Afonso

Data da defesa: 28-02-2012

Programa de Pós Graduação: Engenharia Mecânica

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

## Avaliação do Comportamento Mecânico de Ligas Al-Xwt%Si-5wt%Zn Tixoconformadas

Autor: Bruna Vilas Bôas  
Orientador: Eugênio José Zoqui

A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou esta Dissertação



---

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



---

Prof. Dra. Célia Marina de Alvarenga Freire - FEM/UNICAMP  
UNICAMP/ Universidade Estadual de Campinas



---

Prof. Dr. Conrado Ramos Moreira Afonso.  
UFSCAR/ Universidade Federal de São Carlos

Campinas, 28 de fevereiro 2012.

## **Dedicatória**

Dedico este trabalho aos meus pais, Braz e Marta, pelo apoio em todos os momentos e ao meu irmão Clóvis que sempre acreditou no meu potencial.

## **Agradecimentos**

Gostaria de expressar aqui, os meus mais sinceros agradecimentos a todos que me apoiaram durante a realização deste trabalho:

Ao Prof. Eugênio José Zoqui pela orientação e dedicação.

Ao Ari, Fábio, Miro, Zelaya, Zé Luis, Eduardo e a Vera pela amizade e pela ajuda imprescindível na realização de vários experimentos.

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

Aos amigos, André, Kaio, Davi, Liah, Gustavo, Miguel e Vanderlei pela amizade e companheirismo.

E a CAPES pela contribuição financeira.

“A sabedoria da vida  
não está em fazer aquilo que se gosta,  
mas gostar daquilo que se faz.”  
Leonardo da Vinci

## Resumo

Esta dissertação tem como finalidade avaliar a tixoconformabilidade das ligas Al-4wt%Si-5wt%Zn, Al-5wt%Si-5wt%Zn, Al-6wt%Si-5wt%Zn. Para tanto, essas ligas foram submetidas a um tratamento térmico de globularização pelos tempos de 0s, 30s, 90s e 210s, na fração sólida de 45%, para assim, ocorrer o tixoforjamento em prensa excêntrica e em prensa pneumática. Posteriormente, foi feita a caracterização micro e macroestrutural das peças tixoconformadas. Em seguida, foram analisadas as propriedades mecânicas da peça tixoforjada através do ensaio de tração, e da análise da porosidade do material. Como resultado principal destaca-se que as três ligas apresentaram boas propriedades mecânicas após a tixoconformação e que as peças tixoconformadas na prensa pneumática apresentou melhores propriedades mecânicas do que a prensa excêntrica.

*Palavras chave:* Tixoconformabilidade, tixoconformação, globularização, Ligas Al-4%Si-5%Zn, Al-5%Si-5%Zn, Al-6%Si-5%Zn, propriedades mecânicas, porosidade e ensaio de tração.

## **Abstract**

This dissertation aims to evaluate the thixoconformability of Al-4% Si-5% Zn, Al-5% Si-5% Zn, Al-6% Si-5% Zn alloys. For this, these alloys were subjected to a heat treatment of globularization by the following periods of times 0s, 30s, 90s and 210s in the solid fraction of 45%, so that it can occur the thixoforging in the eccentric press and the pneumatic press. Later on, it was made the characterization of micro and macrostructural thixoforged pieces. Next, we analyzed the mechanical properties of thixoforged pieces through tensile testing, and analysis of the porosity of the material. As a main result, it stands out that the three alloys showed good mechanical properties after thixoforging and thixoforged pieces in pneumatic press showed better mechanical properties than the eccentric press.

*Key-words:* Thixoconformability, thixoforging, globularization, Al-4%Si-5%Zn, Al-5%Si-5%Zn, Al-6%Si-5%Zn alloys, mechanical properties, porosity and tensile testing.

# Índice

Dedicatória .....	iv
Agradecimentos .....	v
Resumo .....	vii
Abstract .....	viii
1 Apresentação .....	1
1.1 Introdução .....	1
1.2 Objetivos.....	2
1.3 Justificativa.....	2
1.4 Organização .....	3
2 Fundamentos Teóricos .....	4
2.1 Propriedades Tixotrópicas .....	4
2.2 Tixoconformação .....	5
2.3 Produção de material no estado semi-sólido .....	6
2.4 Outros Procedimentos para a obtenção de materiais no estado semi-sólido .....	9
2.4.1 Processo SCR.....	9
2.4.2 Processo Por ultra-som.....	9
2.4.3 Processos Sprays (Spray Forming or Deposition) .....	10
2.4.4 Processo de nova reofundição (new rheocasting- NRC).....	10
2.4.5 Semi-solid rheocasting- SSR .....	10
2.5 Estruturas globulares semi-sólidas.....	11
2.6 Caracterização metalúrgica de estruturas semi-sólidas .....	16
2.7 Processos de tixoconformação.....	20

2.7.1 Tixofundição ou tixoinjeção .....	22
2.7.2 Tixoextrusão .....	25
2.8 Vantagens e Desvantagens da Tixoconformação .....	25
3 Procedimento Experimental .....	27
3.1 Produção das ligas.....	28
3.2 Tixoforjamento .....	33
3.3 Caracterização micro e macroestrutural .....	41
3.4 Ensaios de tração.....	42
4 Resultados e Discussões.....	44
4.1 Tixoconformação .....	44
4.2 Análise da porosidade e caracterização microestrutural .....	44
4.3 Caracterização macroestrutural.....	52
4.4 Ensaios de Tração .....	60
4.5 Relação Microestrutura Propriedades .....	66
5 Conclusões.....	76
5.1 Análise da porosidade e caracterização microestrutural .....	76
5.2 Caracterização macroestrutural.....	77
5.3 Ensaios de Tração .....	77
5.4 Relação Microestrutura Propriedades .....	78
Referências Bibliográficas .....	80

## Índice de Figuras

Figura 2.1: Comportamento da liga A366 no estado semi-sólido (ATKINSON, 2005). .....	4
Figura 2.2: a) microestrutura dendrítica. b) microestrutura não dendrítica (LOUË, 1995) .....	6
Figura 2.3: Esquema da transição de dentrita a glóbulo esférico pelo aumento da taxa de cisalhamento e da turbulência (FAN, 2002).....	8
Figura 2.4: Mecanismos de engrossamento dendrítico de Ostwald ripening: (a) e (b) Kattamis e Flemings (KATTAMIS, 1967); (c) Kahlweit (KAHLWEIT, 1968). .....	12
Figura 2.5: Mecanismos de engrossamento dendrítico por coalescência: (a) Young e Kirkwood (YOUNG, 1992; KIRKWOOD, 1994); (b) Genda (GENDA, 1987). .....	13
Figura 2.6: Esquema de evolução da estrutura globular, (FLEMINGS, 2002).....	14
Figuras 2.7: Imagens de uma amostra da liga AA 2011, (PRONI, 2010).....	17
Figuras 2.8: Exemplo de contagem de grãos e glóbulos utilizando caracterizações micro e macroestruturais, por contagem de linhas interceptadas, ZOQUI (2002).....	20
Figura 2.9: Auto-peças de alumínio do sistema de freio reoconformadas pela Alumax (USA). (FLEMINGS, 1991).....	21
Figura 2.10: Peça de motor elétrico (KAPRANOS, 1996) .....	21
Figura 2.11: Processos mais empregados para conformar materiais no estado semi-sólido (Adaptado de KOPP, 2001; FELTRIN, 2004). .....	22
Figura 3.1: Fluxograma do processo.....	28
Figura 3.2: Motor de indução eletromagnética.....	32
Figura 3.3: Lingote logo após sair do motor de indução eletromagnética .....	32
Figura 3.4: Diagrama de Fases do Al-Xwt%Si-5wt%Zn;.....	33

Figura 3.5: Liga Tixoformada de Al-4%-Si-5%Zn com 55% e 45% de fração sólida respectivamente; .....	34
Figura 3.6: Liga Tixoformada de Al-5%-Si-5%Zn com 55% e 45% de fração sólida respectivamente; .....	35
Figura 3.7: Liga Tixoformada de Al-6%-Si-5%Zn com 55% e 45% de fração sólida respectivamente; .....	35
Figura 3.8: Diagrama esquemático do processo de globularização.....	36
Figura 3.9: Prensa Excêntrica utilizada.....	38
Figura 3.10: Prensa Hidráulico Pneumática utilizada.....	39
Figura 3.11: Corpo de prova previamente usinado antes de ser tixoconformado .....	40
Figura 3.12: Corpo de prova após sofrer a tixoconformação na prensa excêntrica.....	40
Figura 3.13: Corpo de prova após sofrer a tixoconformação na prensa pneumática.....	40
Figura 3.14: Dimensões finais dos corpos de prova para os ensaios de tração .....	42
Figura 3.15: Corpo de prova previamente usinado.....	43
Figura 3.16: Amostra antes do ensaio e após o ensaio.....	43
Figura 3.17: Corpo de prova após o ensaio de tração.....	43
Figura 4.1: Gráficos da “Fração de área dos poros (%) X Tempo de globularização (s)” da liga Al-4%Si-5%Zn; .....	46
Figura 4.2: Gráficos da “Fração de área dos poros (%) X Tempo de globularização (s)” da liga Al-5%Si-5%Zn; .....	47
Figura 4.3: Gráficos da “Fração de área dos poros (%) X Tempo de globularização (s)” da liga Al-6%Si-5%Zn; .....	47
Figura 4.4: Micrografias das amostras Al-4%Si-5%Zn, após a tixoconformação nas prensas excêntrica e pneumática com tempo de globularização de 0s, 30s, 90s e 210s; .....	48

Figura 4.5: Micrografias das amostras Al-5%Si-5%Zn, após a tixoconformação nas prensas excêntrica e pneumática com tempo de globularização de 0s, 30s, 90s e 210s; .....	49
Figura 4.6: Micrografias das amostras Al-6%Si-5%Zn, após a tixoconformação nas prensas excêntrica e pneumática com tempo de globularização de 0s, 30s, 90s e 210s; .....	50
Figura 4.7: Amostra com Al-6%Si-5%Zn, tixoconformada na prensa pneumática com tempo de globularização de 0s e 30s;.....	51
Figura 4.8: Micrografias das amostras Al-4%Si-5%Zn (A), Al-5%Si-5%Zn (B) e Al-6%Si-5%Zn (C) antes do tratamento de globularização;.....	52
Figura 4.9: Macrografias das amostras Al-4%Si-5%Zn, após a tixoconformação nas prensas excêntrica e pneumática com tempo de globularização de 0s, 30s, 90s e 210s; .....	53
Figura 4.10: Macrografias das amostras Al-5%Si-5%Zn, após a tixoconformação nas prensas excêntrica e pneumática com tempo de globularização de 0s, 30s, 90s e 210s; .....	54
Figura 4.11: Macrografias das amostras Al-6%Si-5%Zn, após a tixoconformação nas prensas excêntrica e pneumática com tempo de globularização de 0s, 30s, 90s e 210s; .....	55
Figura 4.12: Macrografias das amostras Al-4%Si-5%Zn (A), amostras Al-5%Si-5%Zn (B) e amostras Al-6%Si-5%Zn (C), após a tixoconformação nas prensas excêntrica e pneumática com tempo de globularização 90s. ....	56
Figura 4.13: Macrografias das amostras Al-4%Si-5%Zn (A), amostras Al-5%Si-5%Zn (B) e amostras Al-6%Si-5%Zn (C), antes de sofrerem o tratamento de globularização e de serem tixoconformadas; .....	59
Figura 4.14: Gráfico da ‘Tensão X Deformação’ das amostras Al-4%Si-5%Zn, após a tixoconformação nas prensas excêntrica e pneumática com tempo de globularização de 0s, 30s, 90s e 210s;.....	61

Figura 4.15: Gráfico da ‘Tensão X Deformação’ das amostras Al-5%Si-5%Zn, após a tixoconformação nas prensas excêntrica e pneumática com tempo de globularização de 0s, 30s, 90s e 210s; .....	62
Figura 4.16: Gráfico da ‘Tensão X Deformação’ das amostras Al-6%Si-5%Zn, após a tixoconformação nas prensas excêntrica e pneumática com tempo de globularização de 0s, 30s, 90s e 210s; .....	63
Figura 4.17: Comparação micrográfica entre as amostras das três ligas estudadas; .....	66
Figura 4.18: Gráfico da “Tensão de ruptura X Fração de Área dos poros” das amostras Al-4%Si-5%Zn, após a tixoconformação nas prensas excêntrica e pneumática com tempo de globularização de 0s, 30s, 90s e 210s; .....	67
Figura 4.19: Gráfico da “Tensão de ruptura X Tamanho de Glóbulo” das amostras Al-4%Si-5%Zn, após a tixoconformação nas prensas excêntrica e pneumática com tempo de globularização de 0s, 30s, 90s e 210s; .....	68
Figura 4.20: Gráfico da “Tensão de ruptura X Tamanho de Grão” das amostras Al-4%Si-5%Zn, após a tixoconformação nas prensas excêntrica e pneumática com tempo de globularização de 0s, 30s, 90s e 210s; .....	69
Figura 4.21: Gráfico da “Tensão de ruptura X Fração de Área dos poros” das amostras Al-5%Si-5%Zn, após a tixoconformação nas prensas excêntrica e pneumática com tempo de globularização de 0s, 30s, 90s e 210s; .....	70
Figura 4.22: Gráfico da “Tensão de ruptura X Tamanho de Glóbulo” das amostras Al-5%Si-5%Zn, após a tixoconformação nas prensas excêntrica e pneumática com tempo de globularização de 0s, 30s, 90s e 210s; .....	71

Figura 4.23: Gráfico da “Tensão de ruptura X Tamanho de Grão” das amostras Al-5%Si-5%Zn, após a tixoconformação nas prensas excêntrica e pneumática com tempo de globularização de 0s, 30s, 90s e 210s;.....	72
Figura 4.24: Gráfico da “Tensão de ruptura X Fração de Área dos poros” das amostras Al-6%Si-5%Zn, após a tixoconformação nas prensas excêntrica e pneumática com tempo de globularização de 0s, 30s, 90s e 210s; .....	73
Figura 4.25: Gráfico da “Tensão de ruptura X Tamanho de Glóbulo” das amostras Al-5%Si-5%Zn, após a tixoconformação nas prensas excêntrica e pneumática com tempo de globularização de 0s, 30s, 90s e 210s; .....	74
Figura 4.26: Gráfico da “Tensão de ruptura X Tamanho de Grão” das amostras Al-6%Si-5%Zn, após a tixoconformação nas prensas excêntrica e pneumática com tempo de globularização de 0s, 30s, 90s e 210s;.....	75

## Índice de Tabelas

Tabela 2.1: Análise comparativa entre o processo convencional e o tixo-forjamento; .....	24
Tabela 3.1 Composição Química.....	28
Tabela 3.2 Quantidade de material utilizado na produção das ligas.....	30
Tabela 3.3 Análise da composição química obtida para as ligas Al-Si-Zn.....	32
Tabela 3.4 Temperatura para fração sólida de 45%.....	34
Tabela 4.1: Relação de quantidade de poros referentes aos diferentes tempos de globularização nas prensas excêntrica e pneumática.....	45
Tabela 4.2: Tamanho de grão, glóbulo, relação glóbulo/grão, $C_S$ e $C_{SC}$ com os respectivos desvios padrão para as três ligas estudadas e tixoconformadas nas prensas excêntrica e pneumática .....	57
Tabela 4.3: Tensão de ruptura, tensão de escoamento, e deformação elástica com os respectivos desvios padrão para as três ligas estudadas e tixoconformadas nas prensas excêntrica e pneumática.....	64

## Lista de Equações

Equação 2.1: Equação da Contigüidade entre as fases .....	18
Equação 2.2: Equação da Contigüidade por volume .....	18
Equação 3.1 .....	29
Equação 3.2 .....	29
Equação 3.3 .....	29
Equação 3.4 .....	29
Equação 3.5 .....	29
Equação 3.6 .....	29
Equação 3.7 .....	30
Equação 3.8 .....	30
Equação 3.9 .....	30

## **Lista de Abreviaturas e Siglas**

### ***Letras Gregas***

$C_S$  Contigüidade entre duas fases sólidas

$C_{SC}$  Contigüidade por volume

$f_s$  solução sólida

$\epsilon_r$  deformação específica quando ocorre a maior força [%]

$\epsilon_{força-máx}$  deformação específica ruptura [%]

$\sigma_r$  tensão normal ruptura [MPa]

$\sigma_e$  tensão limite de escoamento [MPa]

$T_g$  Tempo de globularização

### ***Abreviações***

CSF circularity shape factors (fator de forma de circularidade)

$f_s$  fração sólida

GLS globule size (tamanho de glóbulo) [ $\mu\text{m}$ ]

GS grain size (tamanho de grão) [ $\mu\text{m}$ ]

NRC- new rheocasting

SCR (Shearing Cooling Rool)

SSM- *Semi-Solid Material* (Material Semi-Sólido)

wt% weight percent (porcentagem em massa)

## *Siglas*

DEF Departamento de Engenharia de Fabricação

DEMa Departamento de Engenharia de Materiais

FEM Faculdade de Engenharia Mecânica

FPC Fusão Parcial Controlada

MEV Microscopia Eletrônica de Varredura

UNICAMP Universidade Estadual de Campinas

# 1 Apresentação

## 1.1 Introdução

A tixoconformação nada mais é do que o processamento de materiais metálicos no estado semi-sólido. A partir da tixoconformação obtém-se estruturas não dendríticas que apresentam, neste estado, comportamento reológico diferente do material solidificado convencionalmente. Quando no estado semi-sólido, a pasta é formada por fase sólida primária globular envolta por líquido. O sólido resultante apresenta microestrutura constituída por partículas sólidas primárias esferoidais.

Normalmente, este tipo de processamento permite a produção de peças com geometria complexa em apenas uma etapa, gerando estrutura com melhores propriedades mecânicas aliado ao custo reduzido, se comparados aos métodos de fundição e conformação plástica tradicionais. O uso da pasta semi-sólida em processos de (tixo)injeção, (tixo)extrusão e (tixo)forjamento é realizado em temperatura inferior à de fusão do metal, mas acima da temperatura *solidus*, tendo-se como fundamento principal o alto grau de deformação permitido nesta condição especial e com a aplicação de uma menor carga. Apesar desta vantagem a tixoconformação é pouco explorada no Brasil. São poucos os grupos de pesquisa dedicados ao tema e poucas as indústrias que conhecem e utilizam deste processamento.

Como o fornecimento de matéria prima para a tixoconformação está restrito a alguns poucos fabricantes, notadamente a *Aluminium Pechiney* (França) e *Ningbo Xu Run Aluminium of China* (China), há a necessidade de ampliar o conhecimento sobre as matérias primas convencionalmente usadas assim como o de desenvolver outras ligas para este tipo de processo. Somente assim, essa técnica de processamento se tornará mais difundida e menos dependente dos fabricantes de matéria-prima para tixoconformação. Diante disto, este trabalho visa apresentar novas ligas tixoconformáveis desenvolvidas em trabalho anterior (PERES, 2012) e comparar o comportamento do produto tixoconformado, utilizando-se das ligas Al-4wt%Si-5wt%Zn, Al-5wt%Si-5wt%Zn, e Al-6wt%Si-5wt%Zn, em prensas excêntrica e pneumática. Ressalta-se por fim que a escolha da operação de tixoconformação em ambas as prensas, na realidade operações

de tixoforjamento, visa comparar a fabricabilidade em duas situações distintas: a prensa excêntrica é capaz de impor altas taxas de cisalhamento sobre a pasta semi-sólida, mas uma vez conformada a solidificação final ocorre de forma livre; já na prensa hidráulico pneumática, as taxas de cisalhamento impostas são significativamente inferiores, mas a solidificação pode ocorrer sob pressão constante.

## 1.2 Objetivos

Este trabalho tem como finalidade analisar as propriedades mecânicas das ligas:

- Al-4wt%Si-5wt%Zn,
- Al-5wt%Si-5wt%Zn, e
- Al-6wt%Si-5wt%Zn,

Após serem submetidas a processos de tixoconformação em dois sistemas distintos. Prensa excêntrica e prensa hidráulico-pneumática. Para tanto a foram cumpridas as seguintes etapas de estudo:

- Fabricação das ligas;
- Tixoforjamento em prensas excêntrica e hidráulico pneumática.
- Análise das propriedades mecânicas decorrentes do processo de tixoforjamento;
- Caracterização microestrutural do produto tixoforjado.

## 1.3 Justificativa

Em recentes trabalhos, o grupo de Fundição e Tixoconformação da Faculdade de Engenharia Mecânica da Unicamp estudou a fabricação de ligas Alumínio-Silício via lingotamento sob agitação eletromagnética e montou, a partir destas novas ligas, um protocolo de avaliação da tixoconformabilidade (ZOQUI, 2002 e PAES, 2005). Este método de caracterização envolve o estudo da evolução morfológica de ligas no estado semi-sólido assim como a caracterização de seu comportamento viscoso via ensaio de compressão a quente e, mais recentemente operações de tixoforjamento em dois sistemas distintos, prensa excêntrica e

hidráulico pneumático, já mencionadas. Utilizando-se deste mesmo protocolo testou-se ligas convencionais como as ligas: AA2011 e AA2014 (PRONI, 2010); as ligas AA7004 e AA7075 (TORRES, 2009), assim como a liga comercial AA332 (NALDI, 2010). Destas avaliações iniciais detectou-se que, para as ligas de alumínio, a despeito de todas as matérias primas possuírem potencial de aplicação nas operações de tixoconformação, somente as ligas alumínio silício realmente contemplam todos os requisitos necessários, a saber: a) estabilidade da microestrutura, ou seja, a morfologia não varia de forma pronunciada em termos de crescimento de grão no estágio semi-sólido; b) baixa variação da fração sólida em função da temperatura, o que implica em facilidade de controle da operação industrial e c) baixa viscosidade, ou baixíssimas tensões necessárias à deformação e conseqüentemente para a tixoconformação. Estes tópicos serão abordados com mais profundidade na revisão teórica.

Tendo em vista o exposto, a presente dissertação faz parte de um projeto que consistiu inicialmente na caracterização reológica bem como da evolução da microestrutura de quatro ligas Al-Si-Zn, que nada mais são do que modificações das composições químicas das ligas AA7004 e AA7075 (TORRES, 2009; PERES, 2012). Agora se passa a fase de caracterização mecânica destas ligas após a tixoconformação. O objetivo como colocado anteriormente é o de desenvolver novas matérias primas para estes processamentos.

## **1.4 Organização**

A presente dissertação será apresentada em cinco capítulos. O segundo capítulo aborda uma revisão teórica sucinta sobre a tixoconformação de ligas de alumínio. O terceiro capítulo detalha o procedimento experimental. O quarto capítulo traz os resultados e discussões pertinentes e o quinto capítulo traz as principais conclusões sobre o assunto abordado.

## 2 Fundamentos Teóricos

O presente capítulo traz uma abordagem sobre a tixotropia das pastas semi-sólidas, base para as operações de conformação.

### 2.1 Propriedades Tixotrópicas

Tixotropia é a designação dada para o fenômeno no qual um fluido viscoelástico diminui sua viscosidade aparente ao ser agitado violentamente. Os fluidos tixotrópicos inicialmente se opõem à deformação e podem ser manuseados como sólidos. Após ultrapassar essa resistência inicial à deformação, os fluidos passam a se deformar dependendo da taxa de cisalhamento aplicada, de forma que quanto maior a taxa de cisalhamento, menor a viscosidade medida. E quanto maior o tempo no qual o material é cisalhado menor a viscosidade. Máscara para olhos, manteiga, catchup, mel e certos tipos de tintas são todos materiais tixotrópicos. A Figura 2.1 exemplifica este comportamento para uma liga Alumínio-Silício (A356).



Figura 2.1: Comportamento da liga A366 no estado semi-sólido (ATKINSON, 2005).

A tixoconformação utiliza-se desta propriedade e desta característica ao executar o processamento de materiais metálicos entre as temperaturas liquidus e solidus.

## **2.2 Tixoconformação**

Os termos reofundição e tixoconformação são as denominações do processo de obtenção de peças a partir da conformação de ligas no estado semi-sólido. A reofundição refere-se a esta obtenção de peças a partir do líquido, a tixoconformação faz uso da matéria prima inicialmente sólida. Neste trabalho será abordada apenas a tixoconformação.

Em 1972, Spence foi primeiro pesquisador a notar o comportamento reológico de pastas metálicas semi-sólidas, 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 apresentava uma baixa viscosidade até quando havia uma expressiva 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. Observou que este comportamento estava relacionado com a microestrutura do material cisalhado, a estrutura final possuía características bastante distintas da estrutura convencional dendrítica (SPENCER, MEHRABIAN e FLEMINGS, 1972).

Observou também que este material, agora inicialmente chamado reofundido, estando no estado semi-sólido, era composto de sólido globular em meio líquido. Em repouso, esse material pode se comportar como sólido, podendo ser manuseado facilmente, e, portanto, ser utilizado em processos de conformação como injeção, forjamento e extrusão. Como a viscosidade diminui com a aplicação de tensões, ocorre o preenchimento do molde.

Porém, sua característica de escoamento pode mudar, caso ocorra aplicação de tensões, ou seja, para fração sólida de até 60%, pode-se obter um escoamento similar ao do líquido. Esse comportamento o torna interessante em processos como injeção e compressão, os quais podem ser realizados a menores temperaturas e com menor turbulência no preenchimento do molde.

A morfologia globular da fase sólida é obtida, geralmente, mediante uma intensa agitação do metal durante a solidificação, que transforma a estrutura de solidificação de dendritas grosseiras, em outra estrutura globular refinada. A intensidade de agitação é um parâmetro importante para a obtenção da microestrutura desejada. Este método apresenta a grande desvantagem de necessitar de equipamento especialmente projetado, nem sempre de fácil controle e de eficiência discutível.

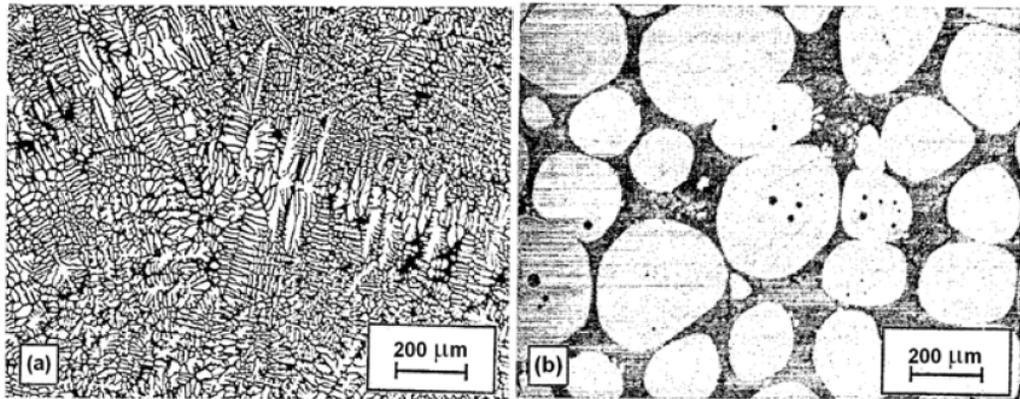


Figura 2.2: a) microestrutura dendrítica. b) microestrutura não dendrítica (LOUÈ, 1995)

### 2.3 Produção de material no estado semi-sólido

Para a produção de material no estado semi-sólido existem basicamente duas maneiras (ROBERT, 1987):

- Pela solidificação parcial (partindo do estado líquido);
- Pela fusão parcial controlada (partindo do estado sólido);

A fusão parcial controlada (FPC) baseia-se no aquecimento de estruturas dendríticas acima da temperatura solidus, promovendo fusão de fases secundárias, em geral situadas em contornos de grãos. A fase primária remanescente tende a globularizar devido a fenômenos de redução de energia superficial. O processo não precisa de equipamentos especiais e emprega temperaturas mais baixas do que os processos que envolvem agitação, pois a temperatura utilizada é abaixo da liquidus. Dessa maneira, pastas com estruturas globulares reofundidas podem ser obtidas pelo simples aquecimento de estruturas dendríticas, contudo, em muitos casos, constituídas de

glóbulos irregulares e de grandes dimensões. Para a obtenção de glóbulos de menor diâmetro e mais regulares, utiliza-se material previamente refinado ou estruturas dendríticas antecipadamente deformadas a frio.

O processo de solidificação parcial baseia-se no resfriamento contínuo da temperatura superior a linha liquidus até uma temperatura intermediária ao intervalo solidus-liquidus. Após alcançar a temperatura correspondente a fração sólida desejada, o material é conservado, por um determinado tempo, sob essa temperatura para que ocorra a globularização. Ao final desse período, o material poderá ser utilizado para a produção do produto final. A microestrutura resultante está diretamente relacionada à velocidade e às condições de resfriamento, ao tempo de permanência nessa temperatura e à temperatura assumida para o estado semi-sólido (fração sólida) (ROBERT e KIRKWOOD, 1987; ROBERT, 1989).

Dentre os processos que ocorrem durante a solidificação com o intuito de obter uma estrutura refinada, há uma subdivisão entre processos que influenciam no crescimento do grão e os que interferem na nucleação. Os processos que interferem no crescimento atuam no líquido em solidificação de maneira a inibir ou a 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 material é ligeiramente resfriado para que haja solidificação da fase líquida, e conseqüentemente, para que quando reaquecido, reassuma as propriedades da pasta tixotrópica. Este fenômeno pode ser amplificado pela turbulência gerada no líquido pela convecção térmica, pela tensão imposta ao braço dendrítico devido aos possíveis dobramentos causados pela turbulência no líquido ou ainda por uma maior concentração de soluto na raiz dos braços dendríticos iniciais;

Agitação intensa no início da solidificação leva à formação de novos grãos por mecanismos de fragmentação dendrítica. Com o aumento do tempo e do cisalhamento entre as camadas de líquido provocado pela agitação, os fragmentos se transformam em rosetas, devido ao engrossamento natural para redução de superfícies, promovido por difusão de átomos (“ripening”) e também devido ao contato com outros grãos. Com a continuação do resfriamento, o “ripening” e contatos eventuais resultam em partículas esféricas, geralmente com uma pequena quantidade de líquido aprisionado. O tamanho dos grãos (glóbulos ou rosetas) depende

fortemente da taxa de resfriamento, da taxa de cisalhamento, tempo e da fração sólida (Flemings, 1991).

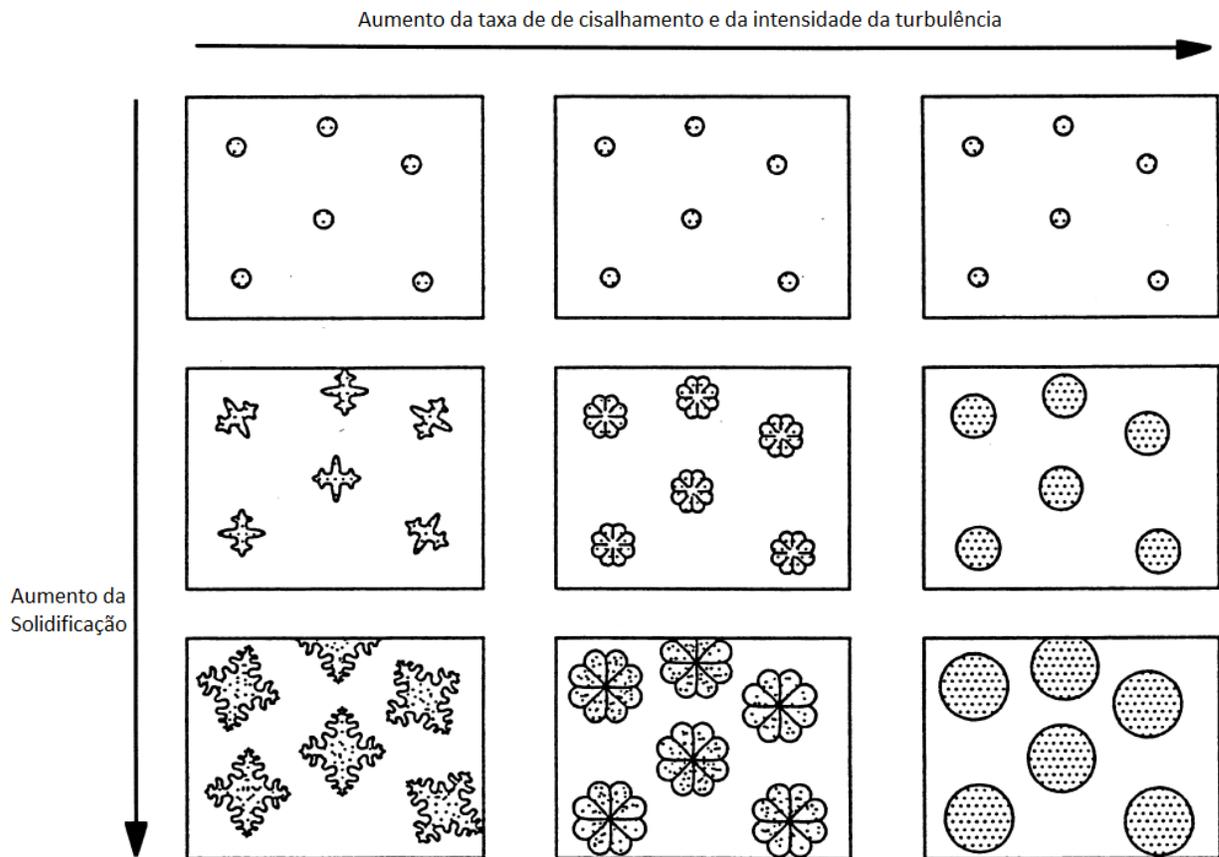


Figura 2.3: Esquema da transição de dentrita a glóbulo esférico pelo aumento da taxa de cisalhamento e da turbulência (FAN, 2002).

Essa agitação fervorosa pode ser alcançada através de uma maneira mecânica (rotores diversos horizontais ou verticais como pás, rodas dentadas, parafusos associados ou não a um sistema posterior de pistão); eletromagnética (utilização de campo eletromagnético para gerar correntes convectivas no fluido por meio de bobinas enroladas ao redor do molde na posição horizontal, vertical, oblíqua ou mesclada); por ultra-som (vibração direta pela via da inserção de um piezoeletrodo dentro do molde); por ultra-som (vibração direta pela via da inserção de um piezoeletrodo dentro do molde); por MHD (magneto hidrodinâmica); por processos diversos de conformações plásticas (rolos compressores, prensas, pistões, extrusoras); por borbulhamento de gás inerte no metal líquido; (FELTRIN, 2004).

Os processos que interferem na nucleação consistem em aumentar a taxa de nucleação inicial, ou seja, a quantidade de núcleos em função do tempo e do volume do líquido, limitando seu crescimento e obtendo uma estrutura sólida de grãos refinados. Para tanto, faz-se uso de nucleantes ou refinadores de grãos uniformemente distribuídos (por exemplo: Ti e B) e em quantidades pequenas para não modificar significativamente a composição da liga.

A presença dos refinadores faz a referida catalização pelo aumento do número de núcleos acompanhado de um resfriamento. Estes dois processos aumentam a velocidade de nucleação, inibindo a formação das ramificações dendríticas pela liberação contínua de calor latente de fusão, que pode, sob condições adequadas, produzir fusão localizada e fazer com que os braços se estreitem e se separem. Estes fragmentos na presença de correntes convectivas podem ser espalhados ao longo do líquido e gerar novos núcleos durante a solidificação (ESPINOZA, 1999).

## **2.4 Outros Procedimentos para a obtenção de materiais no estado semi-sólido**

### **2.4.1 Processo SCR**

O processo SCR (Shearing Cooling Rool) foi desenvolvido por Kiuchi. Este consiste de um cilindro rotativo e uma sapata, montados de maneira a garantir um pequeno espaço entre eles. O cilindro e a sapata são refrigerados de modo a garantir a fração sólida necessária.

### **2.4.2 Processo Por ultra-som**

Utilizado para a destruição das estruturas dendríticas a partir do líquido e na fase pastosa, quando a solidificação inicia. As vibrações produzem cavitação, gerando bolhas. O colapso das bolhas por colisões causa a destruição dos cristais e seu transporte para a estrutura líquida. O ultra-som aumenta a taxa de nucleação e reduz o super-resfriamento (FELTRIN, 2004).

### **2.4.3 Processos Sprays (Spray Forming or Deposition)**

As estruturas obtidas por este método possuem propriedades mecânicas superiores às obtidas pelo método convencional. O processo é caro, entretanto a qualidade da estrutura faz com que este seja produzido em escala industrial.

A produção ocorre pela atomização de um jato de metal líquido, por um jato de gás, produzindo um spray de gotículas que impactam sobre um substrato para formar um depósito de material spray. Este é preenchido em camadas pela mistura de gotículas líquidas, parcialmente sólidas e sólidas (FELTRIN, 2004).

### **2.4.4 Processo de nova re fundição (new rheocasting- NRC)**

Processo recentemente desenvolvido, para a obtenção de ligas semi-sólidas sem a presença de poros, que podem ser utilizadas em componentes de pressão estanque.

O metal líquido com um pequeno superaquecimento (10 a 50°C), recebido de um forno de espera é descarregado em um cadinho, com refrigeração a ar e mantido aquecido individualmente. Este é colocado em um carrossel próximo a máquina. Os grãos globularizam-se por nucleação homogênea forçada, a partir das paredes, e, em poucos minutos, é gerada a estrutura globular primária. Após isso, o material é colocado na manga inclinada da máquina “squeeze casting”, solidificando-se na pressão máxima de 170MPa (WABUSSEG, 2000).

### **2.4.5 Semi-solid rheocasting- SSR**

O processo, de desenvolvimento recente combina agitação vigorosa por poucos segundos com rápida extração de calor em um banho metálico a temperatura levemente superior à Tliquidus. Um bastão à temperatura ambiente é mergulhado no líquido, agitado por cerca de quinze segundos e retirado. O efeito observado é a nucleação intensa de grãos nas regiões adjacentes ao bastão; com o rápido resfriamento do líquido até uma temperatura no interior da zona solidus-liquidus é obtida uma pasta com sólido globular e reduzido diâmetro médio. A pasta produzida é imediatamente utilizada em processo de injeção (SILVA, 2007).

## 2.5 Estruturas globulares semi-sólidas

A partir do momento que o material é despejado no molde ocorre a solidificação, já que as paredes do molde apresentam temperatura inferior ao do material. Devido à estrutura cristalina dos metais apresentarem um crescimento prioritário em certas direções, o desenvolvimento da fase primária passa a ocorrer de forma regular e, na direção perpendicular à parede do molde, isto é na direção da extração de calor.

No entanto, conforme a estrutura se alonga, a seção transversal dela também se desenvolve simultaneamente nas outras direções cristalográficas, criando ramificações laterais, as dendritas. À medida que a taxa de resfriamento aumenta, as ramificações secundárias e terciárias encorpam, dando à estrutura uma aparência de “árvore”.

Com o tempo e devido a movimentos na pasta impostos por meios externos (agitação mecânica ou eletromagnética, por exemplo), inicia-se a quebra mecânica das pontas das dendritas da região colunar e o desprendimento das ramificações secundárias e terciárias.

Estas dendritas são carregadas pelo fluxo do metal e se tornam novos núcleos de solidificação.

Esta quebra mecânica dos braços dendríticos da região colunar, pelo intenso fluxo do líquido, acontece também devido à:

- Segregação do soluto e seu acúmulo na base da dendrita fazendo com que esta se dissolva e destaque da dendrita original (fenômeno de “empescoçamento”); ou
- Pela força do fluxo que cria tensão na base da dendrita, facilitando o posterior destacamento; ou
- Porque a força do fluxo retira-a da direção preferencial de crescimento (direção da perda de calor), facilitando a sua fragilização e quebra (FLEMINGS, 1991).

Outro meio de a dendrita principal e seus braços serem alteradas é pelos “fenômenos de engrossamento”. O mecanismo de engrossamento envolve a transferência de massa de superfícies com raio menor de curvatura para outras com raios maiores de curvatura, portanto, tendendo a tornar as superfícies curvas em 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 difusão do soluto: dissolução de ramos menores, incorporação de soluto nos ramos maiores, tendo como consequência uma diminuição do número de ramos dendríticos, aumentando a distância entre eles, conforme pode ser visto nos modelos propostos por Kattamis e Flemings (1967) e Kahlweit (1968), apresentados na Figura 2.4. Na realidade as três possibilidades podem ocorrer ao mesmo tempo, dependendo da região e das condições (MARSH, 1997).

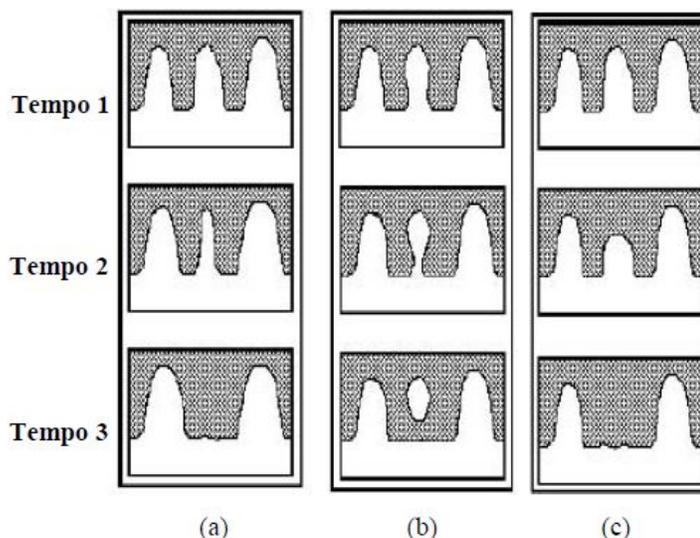


Figura 2.4: Mecanismos de engrossamento dendrítico de Ostwald ripening: (a) e (b) Kattamis e Flemings (KATTAMIS, 1967); (c) Kahlweit (KAHLWEIT, 1968).

O mecanismo de engrossamento por coalescência acontece pelo “crescimento lateral” das dendritas, permitindo o “encorpamento” natural dos braços dendríticos, o qual foi proposto por Young (1992) e Kirkwood (1994) e Genda, Yoyon e Geing (1987), conforme pode ser visto na Figura 2.5. Este agrupamento implica na eliminação de superfícies de separação, levando a coalescência de dois ou mais braços em apenas um com maior dimensão.

Este fenômeno não é desejável, porque o engrossamento dos braços dendríticos poderá armazenar uma porção de eutético. Segundo os trabalhos de Robert (1989) e (1993), é apontado que, para altas frações sólidas, os mecanismos de coalescência são preponderantes e para baixas frações sólidas, os mecanismos de Ostwald Ripening que prevalecerá.

Tanto o mecanismo de coalescência exposto por Kirkwood (1994) quanto o possível mecanismo proposto por Genda (1987) são aceitos pela literatura, no entanto, o mecanismo proposto por Genda tem tido maior aceitação, pois elucida 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).

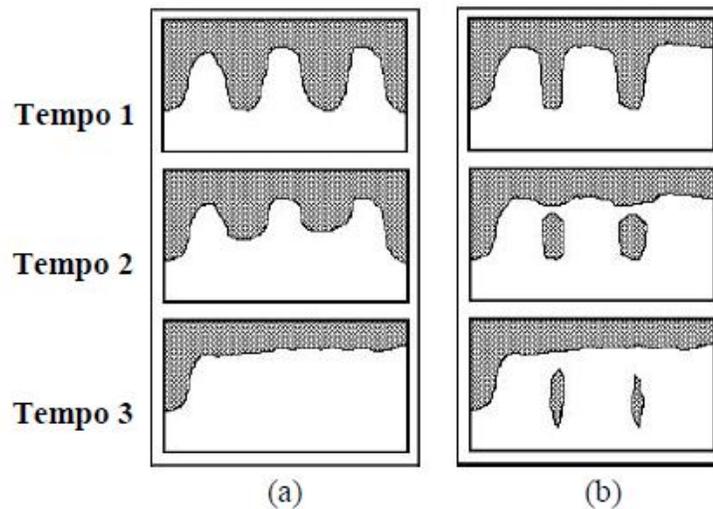


Figura 2.5: Mecanismos de engrossamento dendrítico por coalescência: (a) Young e Kirkwood (YOUNG, 1992; KIRKWOOD, 1994); (b) Genda (GENDA, 1987).

Fenômenos de coalescência são observados em glóbulos em contato que tendem a perder, por difusão, o contorno de separação, dando origem a glóbulos de grandes dimensões.

Tanto o fenômeno de coalescência quanto o de Ostwald ripening tendem a ocorrer simultaneamente. Porém, no início do tratamento de globularização o fenômeno de Ostwald ripening se sobrepõe ao de coalescência e com o decorrer do tratamento, o fenômeno de coalescência se sobrepõe ao de ripening.

A microestrutura ambicionada para o SSM é aquela sem a presença de dendritas, com os grãos pequenos na forma mais esférica possível e com o mínimo de poças retidas (entrapped liquid) no interior deles. A presença de líquido retido no interior dos grãos diminui a quantidade de líquido ao redor deste, o que permitiria uma melhor “lubrificação” entre eles sob tensão, o que aumentaria a viscosidade da pasta.

Segundo a ilustração da Figura 2.6, com o decréscimo da taxa de resfriamento aliado a altas taxas e tempos de cisalhamento, os glóbulos tornam-se esferoidais com uma pequena quantidade de líquido retido em seu interior, devido ao dobramento de seus braços dendríticos (FLUXIAO, 2001).

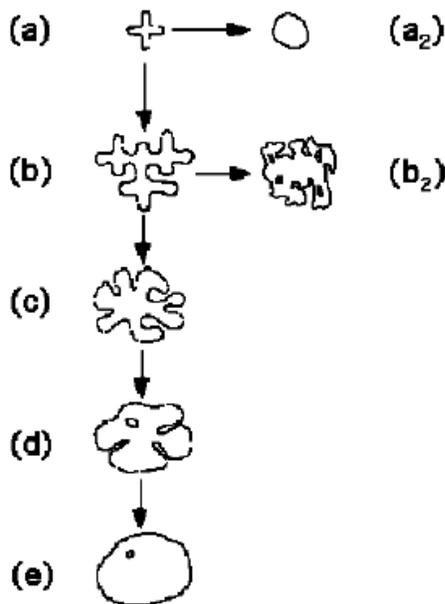


Figura 2.6: Esquema de evolução da estrutura globular, (FLEMINGS, 2002)

Se o tamanho inicial das dendritas formadas é muito grande, a coalescência acontece ao longo das fases “b” e “b<sub>2</sub>” e a estrutura final se mostra como dendritas deformadas, retendo muito soluto e/ou eutético entre seus braços.

As estruturas intermediárias “c” e “d” são as chamadas “rosetas”, que não são almejadas, uma vez que causam maior segregação de soluto do que as de formação globular, gerando aprisionamento de líquido no seu interior, como mostrado na Figura 2.6d. A formação da fase primária por crescimento esferoidal, como mostrado na Figura 2.6 a/a<sub>2</sub>, é a ideal para tixoconformação, visto que elimina a possibilidade de engrossamento e possui mais glóbulos esferoidizados sem poças retidas.

A pesquisadora ROBERT, 1989, apresentou um trabalho referente à obtenção de estruturas reofundidas através da recristalização. O fenômeno de recristalização ocorre quando a temperatura atinge áreas que possuem energia suficiente para ultrapassar a rigidez do reticulado encruado distorcido, formando núcleos que promovem o aparecimento de novos cristais;

Em ROBERT et al, 1989, fundamentados nos mecanismos propostos por VOGEL et al, 1977, foi estudada a formação de pastas com partículas esferoidais a partir de matéria-prima previamente deformada a frio. A liga trabalhada foi a Al<sub>6</sub>Si deformada por compressão e aquecida acima da temperatura solidus. Foram utilizadas duas temperaturas e vários tempos até 60 minutos. Foi observado que em amostras com 10% de deformação, a partir de 7 minutos de

tratamento, o líquido se formou e o sólido era constituído de blocos de formato irregular. Maior tempo de tratamento levou a globularização das partículas e aumento do seu diâmetro. Foram observadas algumas regiões com líquido aprisionado dentro das partículas, provavelmente devido a fenômenos de coalescência de ramos dendríticos vizinhos. Em amostras deformadas a 120%, o mecanismo proposto por VOGEL ET AL, 1977, é confirmado. Os grãos são separados por contornos de grande ângulo e molhados pelo líquido formado, levando à sua separação da estrutura original e ao crescimento equiaxial no líquido, neste caso, não ocorrem estágios de globularização observados em amostras pouco deformadas. O aumento do tempo de tratamento levou ao aumento do tamanho das partículas. A quantidade de deformação prévia tem grande influência sobre a microestrutura: o aumento da deformação leva a partículas mais finas, pois o tamanho do grão recristalizado é menor.

Com isto, os autores concluíram que para a obtenção de partículas esferoidais pequenas e regulares é necessário o controle dos parâmetros de processo: grande deformação leva à melhores resultados, com pequeno tempo de manutenção na temperatura de trabalho, evitando assim engrossamento dos glóbulos formados.

VAN VLACK (1970) aponta que a recristalização é afetada pelos seguintes fatores:

- Para ocorrer recristalização, é suficiente uma quantidade mínima de encruamento; entretanto, quanto menor o encruamento inicial, mais elevada deve ser a temperatura para promover a recristalização;
- Aumentando o tempo, diminui a temperatura de recristalização; a temperatura, contudo, é fator mais importante que o tempo;
- Quanto maior o grau de encruamento e quanto menor a temperatura de aquecimento, menor o tamanho de grãos resultantes;
- A temperatura de recristalização diminui à medida que o metal é mais puro; assim, ligas do tipo solução sólida apresentam maiores temperaturas de recristalização;

Outras características na microestrutura do SSM que também são significantes na análise final das propriedades mecânicas da peça a ser produzida são:

- **Inclusões:** substâncias formadas pela agregação química entre determinados componentes da liga e/ou nucleantes, podendo prejudicar o comportamento viscoso da pasta. Inclusões primárias são aquelas provenientes da adição de um refinador de grão ou de produtos adicionados que reagem quimicamente, provocando a formação de óxidos, sulfetos e

nitretos. Inclusões secundárias se formam durante ou após a solidificação como resultado da rejeição de impurezas para as regiões interdendríticas;

- **Trincas de contração:** são geradas pelas tensões que aparecem durante o arrefecimento, causadas pela resistência do molde ou por restrições à contração de seções mais delgadas ou mais espessas que se resfriam mais lentamente;
- **Porosidades:** macroporosidades surgem por um acréscimo de metal líquido inadequada, ou por contração de solidificação; microporosidades surgem devido à contração por solidificação, ou pela presença de gases no metal líquido, originados por reações químicas;
- **Bolhas:** podem se formar pelo aprisionamento de ar pelo metal líquido durante o vazamento no molde, geração de gás por meio de reações químicas do metal líquido com o material do molde ou do recobrimento do molde, e por reações químicas entre os componentes da liga metálica durante o processo de solidificação.

Dessa forma, pretende-se obter grãos primários equiaxiais na forma de glóbulos esferoidais envoltos por um “filme líquido” eutético de baixa temperatura de fusão, alcançando assim uma pasta com baixa viscosidade e com pouca (ou nenhuma) poça retida. Como resultado de inúmeros efeitos que estas condições diferenciadas propõem, as propriedades mecânicas das peças produzidas serão superiores às do processo de fundição tradicional.

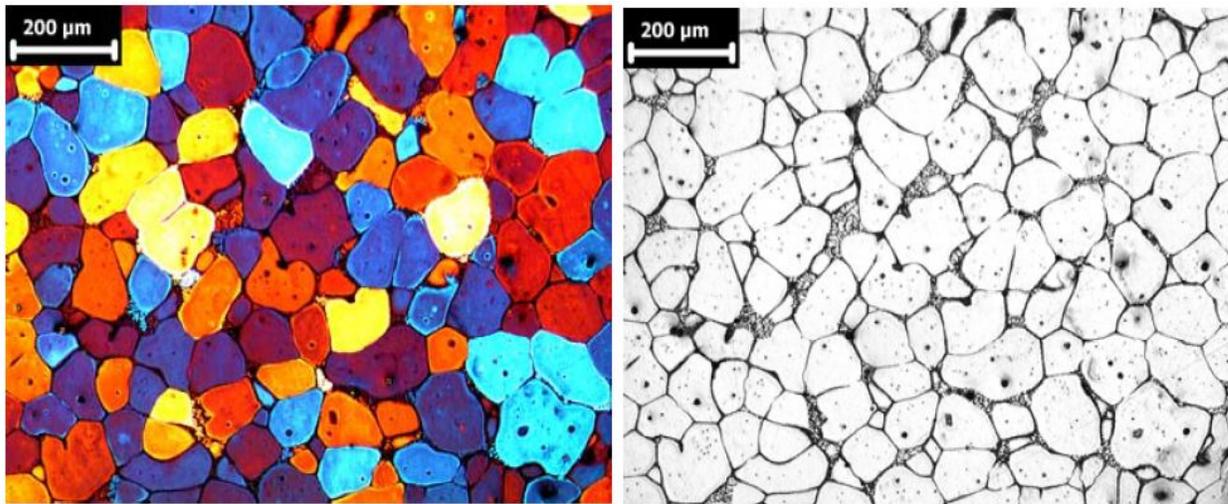
## 2.6 Caracterização metalúrgica de estruturas semi-sólidas

Na maioria das vezes, a caracterização dos materiais é feita através de imagens da amostra, obtidas por meio de um microscópio ótico. Pela análise dessas imagens, é possível obter informações sobre a microestrutura do material. Porém, uma microestrutura não deve ser entendida apenas ao se observar uma imagem bidimensional, pois se pode incorrer em dois erros básicos: o primeiro deles se refere ao fato de que um grão, se visto separado de outro adjacente neste tipo de micrografia, ambos poderão estar interconectados em outros níveis; o segundo erro se refere à observação verdadeira da existência ou não de porosidades, já que o polimento prévio poderá “arrancar” partículas mais duras, ou mesmo preencher lacunas, se o material for muito mole. Em ambos os casos, tanto se pode ter maiores dificuldades para o tixoprocessamento (uma

vez que uma rede de grãos conectados e/ou grãos não exatamente pequenos e esferiodizados, exigirá uma força de tixoconformação superior à que se esperava), como as propriedades mecânicas do material poderão ser inferiores (devido a erros na caracterização das falhas microestruturais).

Para solucionar estes problemas, faz-se uso de microscópios óticos que possuam luz polarizada, de uma amostra bem polida (até 1  $\mu\text{m}$ ) que sofreu um ataque eletrolítico. Os contornos de grão são atacados e recobertos por uma camada de óxido. Quando a amostra é observada sob a luz polarizada, expõem a estrutura dos grãos e sua orientação cristalográfica por meio de diferentes cores.

Neste trabalho convencionou-se denominar como grão à unidade presente na metalografia colorida aqui denominada de macrografia e como glóbulo primário subentende-se a partícula primária existente na micrografia.



Figuras 2.7: Imagens de uma amostra da liga AA 2011, (PRONI, 2010).

O tamanho de grão das duas fases é o parâmetro mais importante na descrição da microestrutura, mas há outros que também podem vir a ser úteis. A determinação do grau de contiguidade entre as duas fases revelou-se ser bastante útil no estudo da plasticidade dos aços bifásicos.

A contiguidade é um parâmetro que considera a adjacência entre as fases, ou seja, o grau de contato entre os grãos de uma mesma fase. A contiguidade entre as fases ( $C_S$ ) é avaliada pela seguinte fórmula:

$$C_S = \frac{2C_{\alpha\alpha}}{2C_{\alpha\alpha} + C_{\alpha L}}$$

Equação 2.1: Equação da Contiguidade entre as fases

Sendo que  $C_{\alpha\alpha}$  corresponde à quantidade de glóbulos que estão em contato com outros glóbulos, e  $C_{\alpha L}$  a quantidade de glóbulos em contato com a fase líquida.

Quando a contiguidade entre as fases ( $C_S$ ) tende a um, a fase está aglomerada, ou seja, ela é contínua. Do mesmo modo, quando  $C_S$  se aproxima de zero, ela está isolada.

Outra forma de se avaliar a distribuição da partícula no material semi-sólido é por intermédio da determinação contiguidade por volume (FAN, 2002), desenvolvida por Gurland e Lee e pode ser definida pela seguinte equação:

$$C_{SC} = C_S \cdot f_S$$

**$C_S$ : Contiguidade da Fase Sólida.**

**$f_S$ : Fração Sólida.**

Equação 2.2: Equação da Contigüidade por volume

Onde,  $f_{SC}$  é a contiguidade por volume e  $C_S$  é a contiguidade da fase sólida. A contiguidade nada mais é do que a uma medida da coesão entre as partículas da fase primária na estrutura semi-sólida, e é obtida da fração média de superfície compartilhada por um glóbulo com todos os glóbulos ao seu redor. A contiguidade por volume ( $C_{SC}$ ) seria este valor multiplicado pela quantidade relativa desta fase sólida. Resultados experimentais mostram que a contiguidade por volume não excede os valores 0,3 para materiais tixotrópicos de boa fluidez; porém, em outro caso, o valor abaixo de 0,1 não é bom para tixoconformação devido apresentar uma pior estabilidade da pasta por endurecimento (LOURENÇATO, 2008).

Para melhor caracterizar um material, além de saber sobre o tamanho médio dos glóbulos e dos grãos, e da relação tamanho de grão / tamanho de glóbulo, é necessário ter conhecimento sobre a porcentagem de grãos da fase alfa (que será referência à porcentagem da fração sólida

quando o material for reaquecido), e sobre a porosidade (fator prejudicial à qualidade do material).

Para tais deliberações, utilizaram-se as ferramentas abaixo:

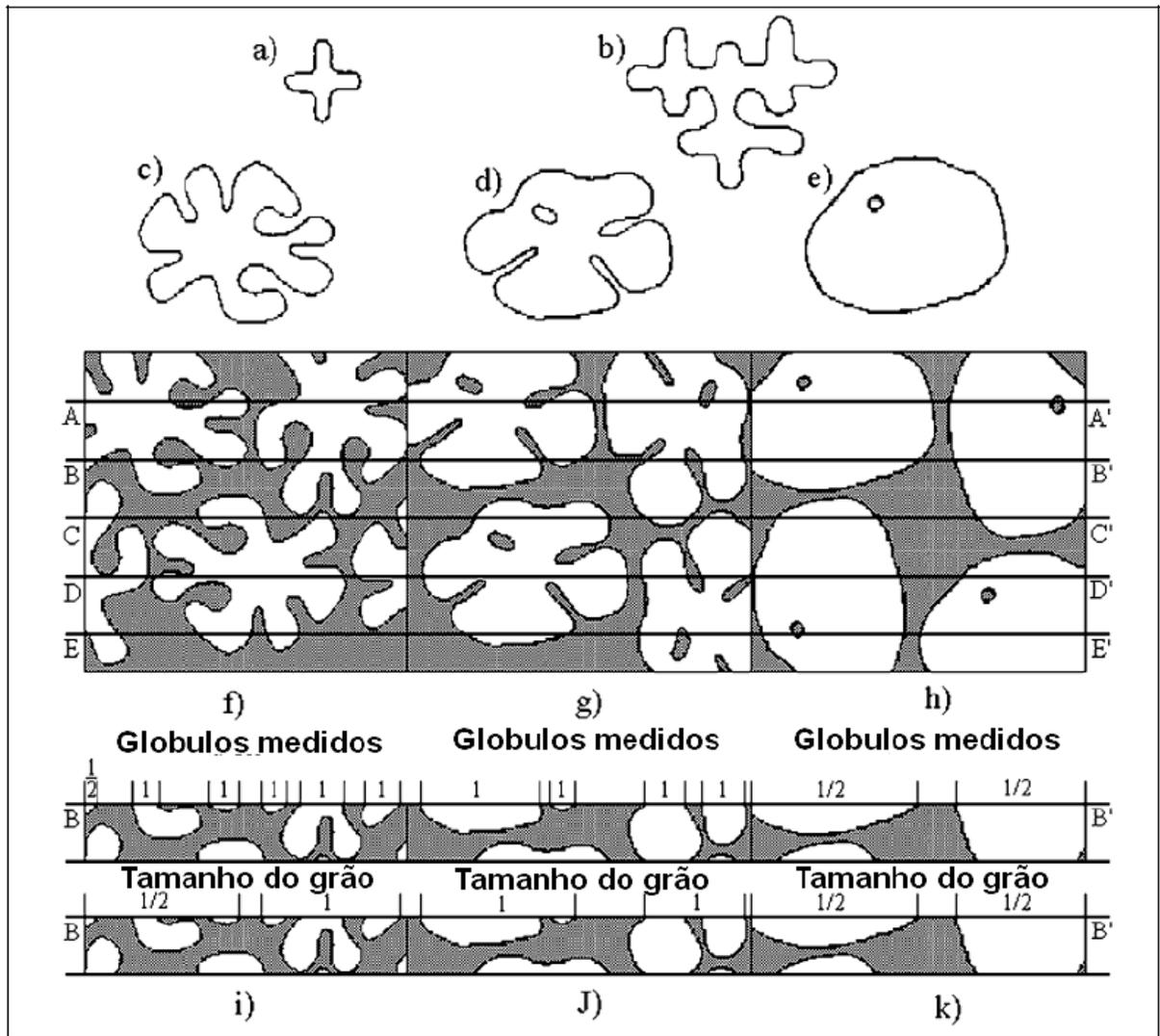
- Simulação Termo-Calc: para cálculo da fração sólida;
- Método dos Interceptos: para o cálculo do tamanho médio dos glóbulos e dos grãos, para o cálculo da relação grão/glóbulo e para o cálculo da contigüidade;
- *Software* ImageJ: para o cálculo da porosidade;

O método dos interceptos consiste em traçar várias linhas numa imagem (nos ângulos 0°, 45° e 90° e com comprimento determinado); conta-se a quantidade de glóbulos ou de grãos interceptados pela linha; e faz-se uma média correspondente ao tamanho da “barra” utilizada (relativa ao aumento explicitado na micrografia). Dessa forma, obtêm-se o tamanho médio dos glóbulos na micrografia e dos grãos nas imagens polarizadas.

Convém ressaltar que a homogeneidade da estrutura é dada não só pela média do tamanho das partículas, mas pelo desvio padrão obtido da contagem. Este método é o mais apropriado, pois fornece menor desvio padrão.

A Figura 2.8 ilustra a contagem de grãos ou glóbulos, utilizando linhas de intersecção. A partir da dendrita em formação vistas em “a)” ocorre o crescimento dendrítico em meio ao líquido em “b)”. Com a constante agitação do líquido em solidificação ou mesmo somente devido ao tratamento isotérmico e à temperatura dentro da faixa semi-sólida, existe a tendência da fase primária tornar à forma esférica devido aos fenômenos de diminuição de energia superficial. Se a estrutura é resfriada a partir dos estágios aonde houve globularização parcial (“c)” ou “d)”) ou total (“e)”) é possível criar as estruturas finais solidificadas correspondentes às estruturas “c)”, “d)” e “e)” como sendo as estruturas “f)”, “g)” e “h)”).

Por exemplo, se assumirmos o corte BB’, ao se fazer a análise metalográfica convencional, a amostra “i)” correspondente a parte de “f)” possuirá 4,5 glóbulos na contagem pelo método de interceptos. Já a amostra “j)” apresentará 4 contagens e a amostra “h)” apresentará apenas uma contagem. Ao se utilizar a metalografia colorida ou algum outro método que revele os grãos existentes na macroestrutura a medição será realizada de maneira a se contar uma entidade (da mesma cor e tom), mesmo que esteja separada de fase subjacente. Dessa maneira a contagem seria: 1:5, 2 e 1. Ao se fazer estas análises em várias áreas obtêm uma média para relação entre a macro e a microestrutura.



Figuras 2.8: Exemplo de contagem de grãos e glóbulos utilizando caracterizações micro e macroestruturais, por contagem de linhas interceptadas, ZOQUI (2002).

## 2.7 Processos de tixoconformação

Devido ao menor consumo de energia, ao alto grau de integridade das peças tixoforjadas, excelentes propriedades mecânicas, possibilidade de ser produzida em geometrias mais complexas, Foi gerado um grande numero de institutos de pesquisa e grupos de trabalho para tratarem deste assunto. Alguns ligados a universidades, outros a empresas e muitos em parceria entre ambos.

Várias empresas de médio e grande porte foram criadas, principalmente nos Estados Unidos, Europa e Japão para produzirem peças para as mais variadas aplicações industriais e também para oferecer matéria-prima reoconformada.

Peças tixoconformadas são utilizadas em praticamente todos os ramos de fabricação industrial: na indústria aeroespacial, militar, automobilística, naval, de componentes elétricos e eletrônicos, mecânicos, etc.

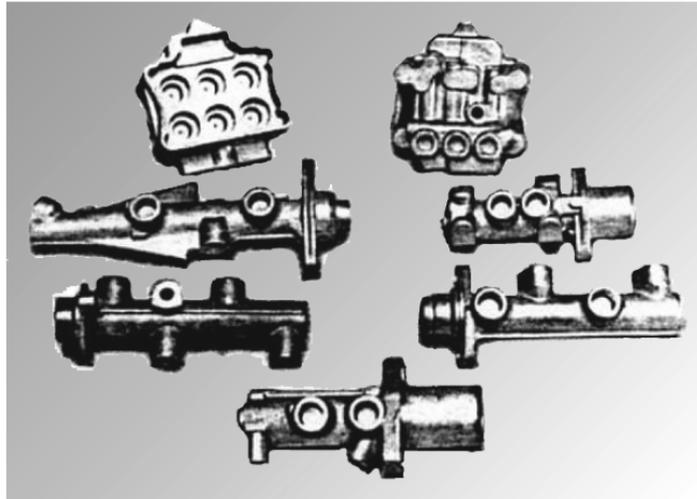


Figura 2.9: Auto-peças de alumínio do sistema de freio reoconformadas pela Alumax (USA).  
(FLEMNIGS, 1991)

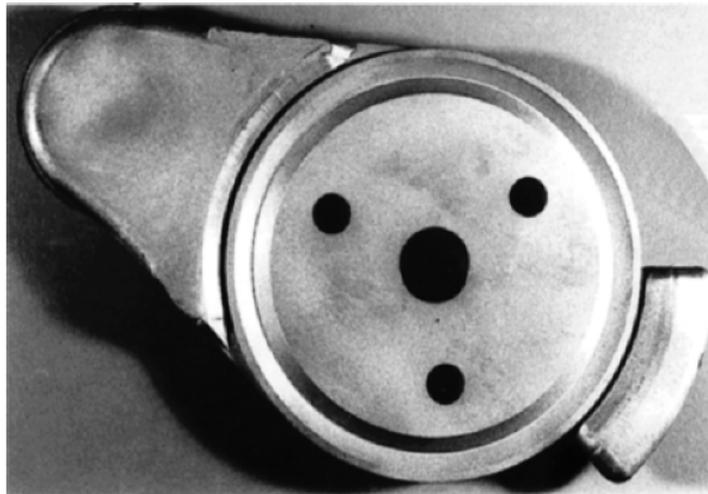


Figura 2.10: Peça de motor elétrico (KAPRANOS, 1996)

As técnicas de tixoconformação até hoje conhecidas procedem das empregadas nos processos convencionais de conformação. Na Figura 2.11 pode ser visto os processos mais empregados para conformar materiais no estado semi-sólido.

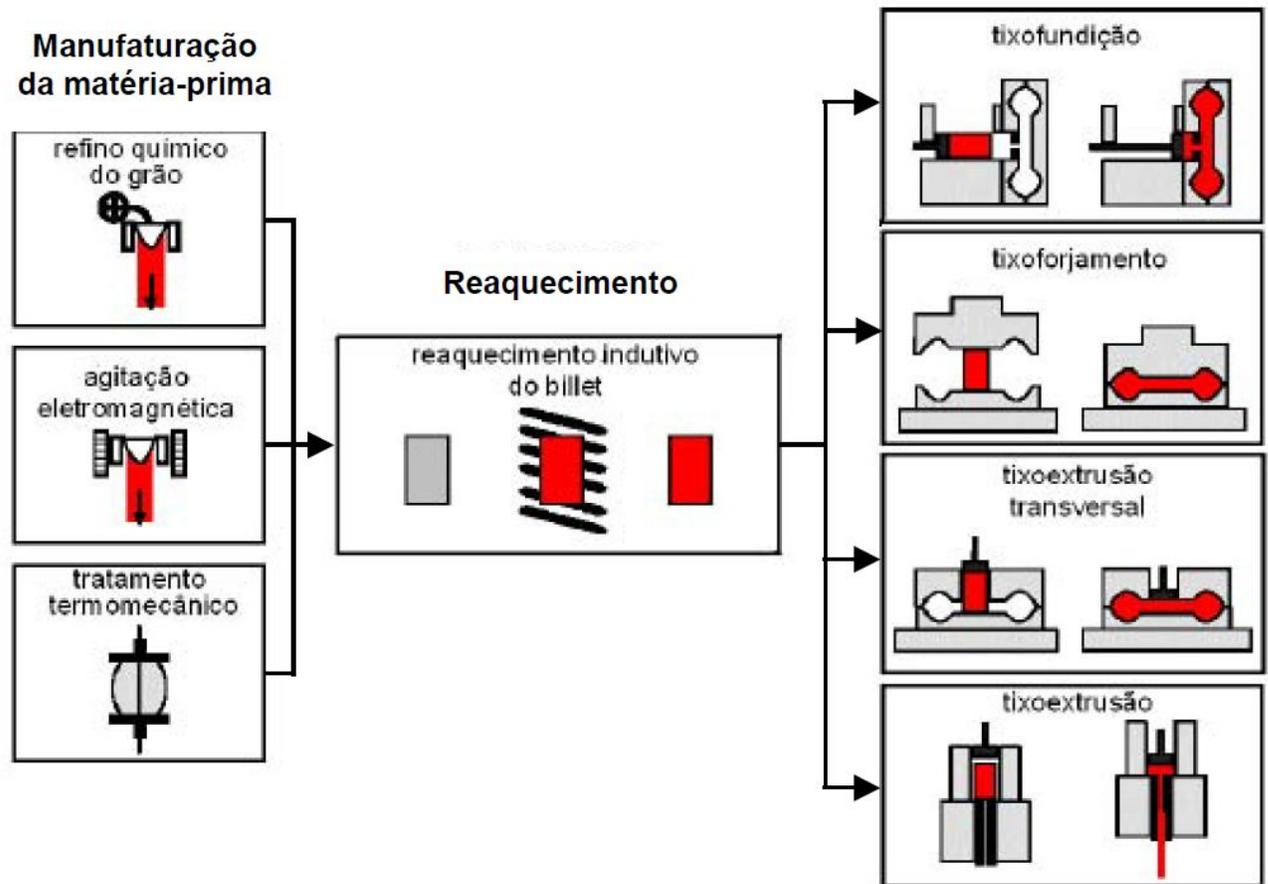


Figura 2.11: Processos mais empregados para conformar materiais no estado semi-sólido (Adaptado de KOPP, 2001; FELTRIN, 2004).

### 2.7.1 Tixofundição ou tixoinjeção

A tixofundição por injeção, ou 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 usualmente empregado na tixoinjeção é a máquina injetora sob pressão do tipo horizontal, na maioria das vezes 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).

A tixofundição pode ser utilizada na formação de materiais que, devido aos altos esforços mecânicos, seria difícil conformar por outras maneiras, como as superligas de níquel, aços ferramenta e compósitos de matriz metálica. Porém foi na indústria automobilística que a tixofundição fez sua maior penetração no mercado.

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

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

Ramadan et al. (2006), avaliaram os efeitos do processamento semi-sólido no ferro fundido cinzento, em relação a sua microestrutura e a suas propriedades mecânicas. Há relatos de que com alta fração sólida ocorrem alterações na morfologia da grafita presente no material, mudanças estas que implicam no acréscimo do limite de resistência à tração e do alongamento máximo permissível ao material.

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

Tabela 2.1: Análise comparativa entre o processo convencional e o tixo-forjamento;

	Convencional	Tixo-Forj.
<b>Peso da Matéria Prima</b>	1342g /2 Partes	305g /1
<b>Peso Antes da Usinagem</b>	350g /1	305g /1
<b>Peso Após Usinagem</b>	216g /1	191g /1
<b>Perda de Peso</b>	455g /1	114g /1
<b>Número de Passos no Proc.</b>	3	1
<b>Força Máxima Requerida</b>	< 870Ton/2	<50Ton/1

Para se atingir uma operação de tixoforjamento com êxito, obtendo produtos com boa qualidade superficial e precisão em suas dimensões, é necessário entender a influência das seguintes variáveis:

- Composição química: define o intervalo da temperatura de trabalho, isto é, ela demarca a região semi-sólida entre a linha solidus e liquidus;
- Estrutura da matéria-prima: a estrutura deve ser globular (semi-sólida) com parâmetros conhecidos (tamanho de grão, tamanho de glóbulo, fração sólida, entre outros);
- Taxa de deformação: influencia 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 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.
- 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: manter a temperatura da matriz constante, para que o material semi-sólido não sofra um resfriamento excessivo, o que geraria uma diminuição da fração líquida e, portanto 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 923 K, sendo então adequado o emprego de aços da série H, por exemplo, os aços AISI H-12 e H-13 (ROVIRA, 2001).

### **2.7.2 Tixoextrusão**

Na literatura há trabalhos que indicam a possibilidade de extrusão de ligas semi-sólidas utilizando técnicas e equipamentos convencionais, não havendo notificação do desenvolvimento de equipamentos especiais (TORRES, 2009).

A tixoextrusão no estado semi-sólido foi investigada por Kiuchi et al. (1994), em ligas de alumínio e cobre, e também em compósitos de metal-cerâmica. Os resultados obtidos podem ser sintetizados da seguinte maneira:

- A pressão necessária para a extrusão no estado semi-sólido é muito baixa quando comparada com a pressão convencional da extrusão a quente.
- Observou-se que a pressão para a extrusão da pasta é de aproximadamente 1/4 até 1/5 da convencional aquecida;
- Devido à baixa pressão de extrusão, uma alta redução é conseguida, através de um passe simples;
- O líquido atua como um lubrificante;
- Materiais com baixa deformabilidade podem ser extrudados com mais facilidade no estado pastoso.

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

## **2.8 Vantagens e Desvantagens da Tixoconformação**

Como vantagens da tixoconformação podem citar: produção de peças “near net shape”; menor contração na solidificação, resultando em menor porosidade; maior produtividade, devido

a menores ciclos dos processos; maior liberdade de formas no forjamento; menor consumo de energia; e produção de peças com menor quantidade de gás aprisionado; menor temperatura de trabalho; maior tempo de vida útil da matriz; menores tensões para a conformação, com máquinas menos robustas (ATKINSON, 2005);

Como desvantagens da tixoconformação podem citar: menor variedade de ligas disponíveis; custo mais elevado da matéria-prima; maior necessidade de controle de temperatura e tempo de processo; custos mais elevados de equipamentos; menor disseminação de informações sobre a tecnologia; se tixoconformação, necessidade de reaquecimento da matéria-prima; se reofundição, necessidade de etapa para a globularização (ATKINSON, 2005);

Além da tixoconformação, essa pasta no estado semi-sólido, pode ser utilizada no processo de injeção e na extrusão. Na Tixo-injeção, a matéria prima é reaquecida a altas porcentagens de fração líquida, enquanto na tixo-extrusão, a matéria prima é reaquecida, apenas o suficiente, para se obter altas porcentagens de fração sólida.

### 3 Procedimento Experimental

O trabalho iniciou com a fabricação das ligas. Primeiramente, fez-se a análise de composição do Al comercialmente puro, do Zinco, e da liga A356 através do espectrômetro de emissão óptica do fabricante Bill-OES. Com esses valores fez-se o balanço de massa com o intuito de obter as proporções corretas dos três tipos de ligas. Em seguida, foi feito o vazamento do material. Para cada liga foram produzidos vinte lingotes.

Já na segunda etapa, foi realizada a usinagem dos corpos de provas tanto para a prensa excêntrica quanto para a prensa hidráulico pneumática. Através do trabalho de LOURENÇATO, 2008 e de TORRES, 2009, obteve-se o tamanho exato do corpo de prova para a prensa excêntrica: 145 mm de comprimento com 27,5 mm de diâmetro. Como não havia nenhum estudo sobre as dimensões corretas do corpo de prova para a prensa hidráulica, foi feito um trabalho com base em tentativas e erros a fim de se encontrar o tamanho ideal do corpo, o qual preenchesse completamente a matriz deixando pouco material de rebarba. No caso, o corpo de prova que apresentou o melhor preenchimento da matriz apresentou as medidas: 140 mm de comprimento e 27 mm de diâmetro.

A terceira etapa consistiu na realização das operações de tixoconformação das três ligas aqui estudadas. Esse processamento foi realizado com as fração sólidas de 45%, adotando-se os tempos de globularização de 0s, 30s, 90s e 210s. A prensa excêntrica foi a primeira a ser utilizada, pois como essa possui uma célula de carga instrumentada, os dados como força e deslocamento foram analisados com o intuito de prever o comportamento da prensa hidráulica trabalhando sobre determinadas condições. Em seguida, foram realizados os ensaios na prensa hidráulica. A quarta etapa caracterizou-se pelo processo de usinagem dos corpos de prova para a realização dos ensaios de tração. Por fim, analisou-se microscopicamente e macroscopicamente com a finalidade de justificar os resultados encontrados.

A Figura 3.1 apresenta um fluxograma, o qual apresenta a sequencia de todas as etapas do processo da avaliação do comportamento mecânico de ligas Al-Xwt%Si-5wt%Zn tixoconformadas.

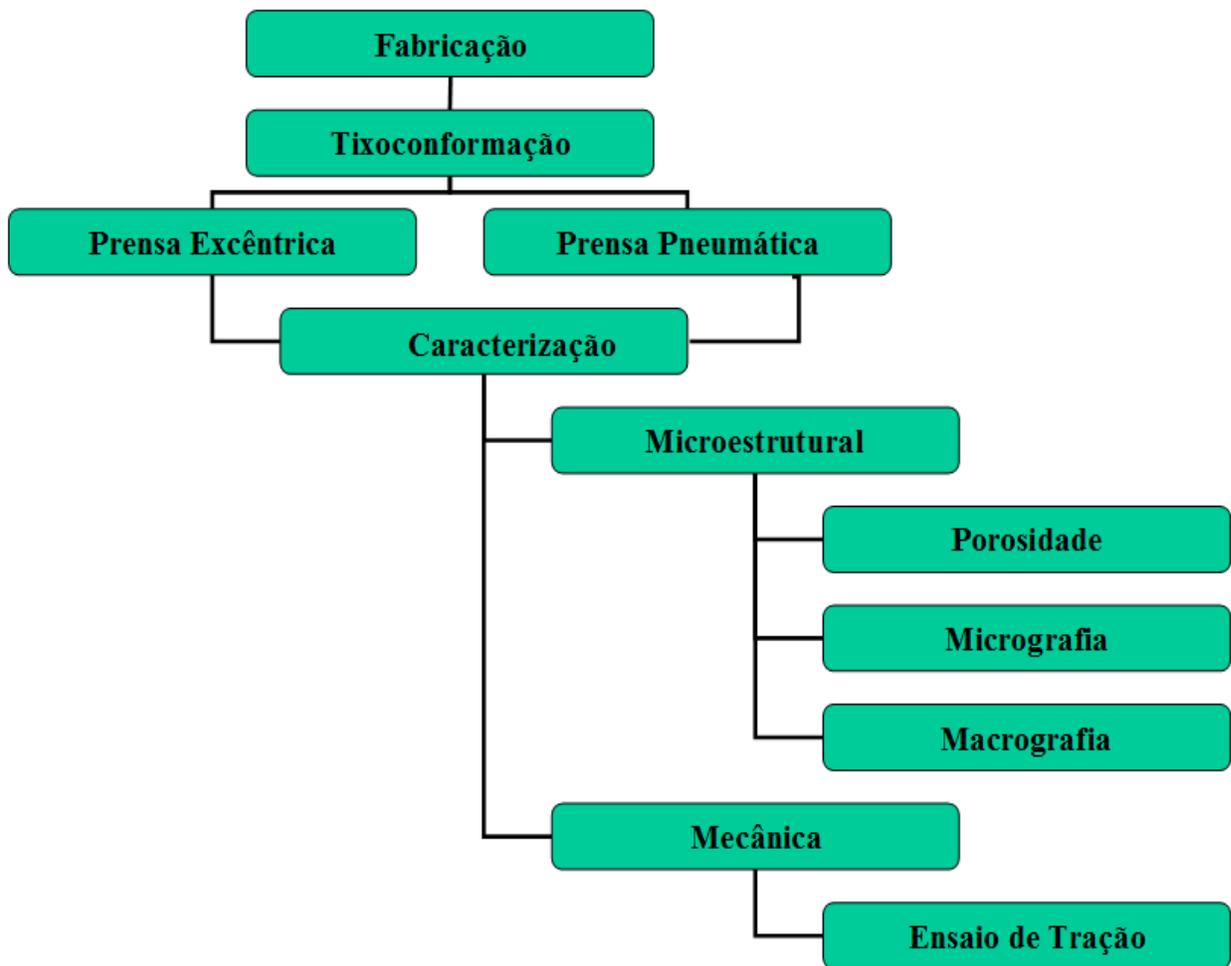


Figura 3.1: Fluxograma do processo.

### 3.1 Produção das ligas

No laboratório de fundição (DEF-Unicamp) foram confeccionadas três ligas Al-Si-Zn, com diferentes proporções de silício (4wt%, 5wt% e 6wt%Si) e com porcentagem fixa de zinco (0,5wt%Zn).

Para a produção destas ligas, primeiramente foi analisada a composição química das matérias primas base que são apresentadas na tabela 3.1.

Tabela 3.1 Composição Química

	Composição química por elemento (wt%)				
	Al	Si	Zn	Cu	Mg
Al Comercial	98,95	0,5	0,010	0,013	0,412

A356	92,17	7,15	0,011	0,010	0,381
Zn	-	-	99,98	-	-

A partir destas composições realizou-se um equacionamento para determinar a quantidade de material necessário para fabricar cada liga, via balanço de massa. Trabalhou-se com uma carga de fusão de 5310g. Foram usadas três equações de 1º grau com três incógnitas. Convencionou-se chamar de “x” o alumínio puro; “y” a liga A356; e “z” o zinco.

A primeira relação foi estabelecida pela quantidade de massas: sabendo que cada lingote tem massa aproximada de 500g, para fabricar 10 lingotes considerando as perdas, estimou-se uma massa total de 5000g. Assim, “x” (Al puro) mais “y” (A356) mais “z” (Zinco) deve ser igual a 5310g. Portanto:

$$1.x + 1.y + 1.z = 5310$$

Equação 3.1

A segunda equação foi constituída através da quantidade de Zinco. Como foram encontrados 0,01% de Zn no Al puro, 0,011% na liga A356 e 99,98% no Zn, e sabendo que 5% da massa total deve conter Zn, tem-se que:

$$(0,01/100).x + (0,011/100).y + (99,98/100).z = (5310 * 5)/100$$

Equação 3.2

$$0,01.x + 0,011.y + 99,98.z = 26550$$

Equação 3.3

A terceira relação relaciona a quantidade de silício presente nos materiais. No Al comercialmente puro encontrou-se 0,5% de Si, já na liga A356 7,15% enquanto no Zn não havia resíduos de Si. Como a porcentagem de Si varia nas três ligas, a massa total deve ser multiplicada pela quantidade de silício encontrada em cada liga. Assim, tem-se as equações abaixo:

Para a liga de 4% Si:

$$(0,5/100).x + (7,15/100).y + 0.z = (5310*4)/100$$

Equação 3.4

$$0,5.x + 7,15.y + 0.z = 21240$$

Equação 3.5

Para a liga de 5% Si:

$$(0,5/100).x + (7,15/100).y + 0.z = (5310*5)/100$$

Equação 3.6

$$0,5.x + 7,15.y + 0.z = 26550$$

Equação 3.7

Para a liga de 5% Si:

$$(0,5/100).x + (7,15/100).y + 0.z = (5310*6)/100$$

Equação 3.8

$$0,5.x + 7,15.y + 0.z = 31860$$

Equação 3.9

Por fim, com as equações 3.4, 3.6 e 3.8 encontra-se a quantidade exata de material utilizada na confecção das ligas, apresentadas na tabela 3.2. A tabela também traz as quantidades de lingotes assim como as condições de vazamento:

Tabela 3.2 Quantidade de material utilizado na produção das ligas

Liga	Materiais e Condições	Dados	
Al-4wt%Si-5wt%Zn	Al puro	2230,32 g	
	A 356	2814,66 g	
	Zinco	265,02 g	
	Total	5310 g	
	Total de lingotes	10	
	Refinador de Grãos	212,40 g	
	Vazão	10 l/min	
	Temperatura de vazamento	674 °C	
	Al-5wt%Si-5wt%Zn	Al puro	1431,83 g
		A 356	3613,16 g
Zinco		265,01 g	
Total		5310 g	
Total de lingotes		10	
Refinador de Grãos		212,40 g	
Vazão		10 l/min	
Temperatura de vazamento		668 °C	
Al-6wt%Si-5wt%Zn	Al puro	633,34 g	
	A 356	4411,65 g	
	Zinco	265 g	
	Total	5310 g	
	Total de lingotes	10	
	Refinador de Grãos	212,40 g	
	Vazão	10 l/min	
	Temperatura de vazamento	661 °C	

Para fusão das ligas empregou-se um forno do tipo poço com potência de 13kW. A temperatura do forno estabelecida para fundir as ligas foi de aproximadamente 730°C. O material era aquecido no forno, no interior de um cadinho de Carbetto de Silício pré-isolado com cimento tipo QF180 (Carbolane). Após a fusão do material, este foi retirado do forno e adicionado refinador de grão (LSM Brasil ltda). A fim de que todo o refinador fosse dissolvido, agitou-se o material durante um minuto, mediu-se a temperatura com um termopar do tipo K e por fim realizou-se o vazamento em um sistema de lingotamento estanque feito em latão, sob intensa refrigeração e sob intenso campo de indução eletromagnética (60Hz, 8kW, 13Gauss). A temperatura de vazamento é superior em 50° a temperatura liquidus.

A agitação eletromagnética tem os mesmos objetivos da agitação mecânica, isto é, promove vigorosos efeitos convectivos, gerando turbulências nas ligas metálicas em seu estado líquido e na zona pastosa, não permitindo o crescimento dendrítico e estimulando a multiplicação cristalina e globularização.

As vantagens de se utilizar a agitação eletromagnética em comparação com outras formas de processamento de matéria-prima para a tixofundição são muitas: não existem possibilidades de contaminação pelo contato físico entre o agitador e o metal; baixo consumo de energia elétrica; facilidade de ajustar a taxa de resfriamento.

As principais desvantagens são: queda das forças eletromagnéticas da periferia para o centro, dificultando a fabricação de lingotes de diâmetros maiores; presença de zonas de estagnação, que limitam a utilização do processo para altas frações de sólidos, uma vez que seriam necessários enormes campos magnéticos para a agitação do metal em solidificação.

A cada liga produzida, o cadinho era devidamente limpo e recoberto com uma camada de QF (produto silico-aluminoso), a qual é utilizada para o Al não aderir à parede deste.



Figura 3.2: Motor de indução eletromagnética



Figura 3.3: Lingote logo após sair do motor de indução eletromagnética

Para análise da composição química obtida na liga, reservou-se um lingote. Esse lingote foi serrado mecanicamente retirando-se a região de rechupe, usinado de forma a deixá-lo com as faces planas, e em seguida, analisado no espectrômetro óptico. Com a análise, obtiveram-se as tabela 3.3 abaixo:

Tabela 3.3 Análise da composição química obtida para as ligas Al-Si-Zn

	Al	Si	Zn	Cu	Mg	Fe	Ti	B	Ni
Al-4wt%Si-5wt%Zn	Bal	3,760	5,189	0,058	0,019	0,142	0,000	0,000	0,006
Al-5wt%Si-5wt%Zn	Bal	5,045	5,152	0,083	0,354	0,142	0,000	0,000	0,008
Al-6wt%Si-5wt%Zn	Bal	6,105	5,390	0,080	0,340	0,132	0,000	0,000	0,009

### 3.2 Tixoforjamento

Com auxílio do *software* Thermo-Calc foram determinadas as temperaturas de trabalho para se obter 45% de fração sólida ( $f_s$ ), ou 55% de fração líquida ( $f_L$ ), condições suficiente para se ter o material manuseável (do sistema de aquecimento para o sistema de compressão) sem haver colapso do lingote. Fração sólida maior é inviável, pois aumenta a carga necessária à deformação e frações sólidas menores podem implicar no total colapso do lingote o que leva a imperfeições no produto conformado.

Através do diagrama de fases da liga Al-Xwt%Si-5wt%Zn, exposto na figura 3.4, pode-se prever a microestrutura do material em função da temperatura e da composição. No caso da liga Al-4wt%Si-5wt%Zn, tem-se que: A partir de 565°C aproximadamente, inicia-se o processo de fusão do alumínio eutético e do silício. Com o aumento da temperatura até atingir 570°C, encontra-se alumínio eutético e silício no estado sólido e certa quantidade de alumínio já fundido. Com temperatura superior a 570°C e inferior a 624°C, encontra-se alumínio eutético no estado sólido e alumínio eutético mais silício no estado líquido. E a partir de 624°C somente ocorrerá a presença do material no estado líquido.

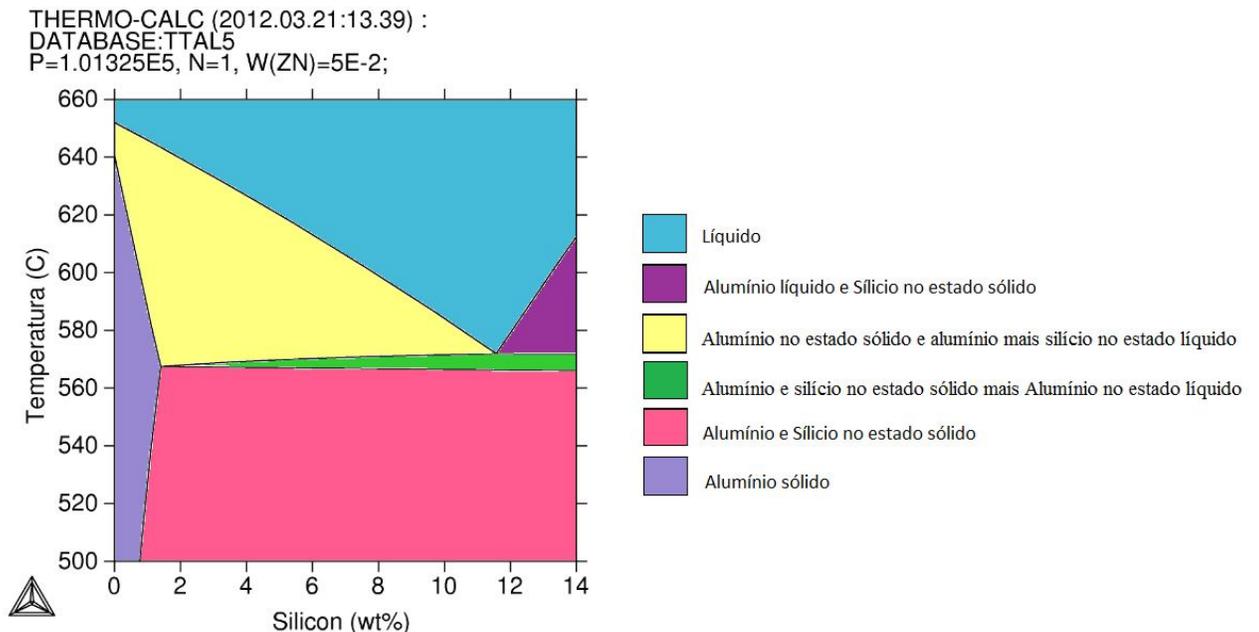


Figura 3.4: Diagrama de Fases do Al-Xwt%Si-5wt%Zn;

A Tabela 3. 4 apresenta as temperaturas alvo.

Tabela 3.4 Temperatura para fração sólida de 45%

Ligas	T solidus (°C)	T p/ 45 % fS (°C)	T liquidus (°C)
Al-4wt%Si-5wt%Zn	503	602	624
Al-5wt%Si-5%wtZn	503	588	618
Al-6wt%Si-5wt%Zn	503	578	611

A figura 3.5, 3.6 e 3.7 extraídas de PERES, 2012, caracteriza a diferença entre as frações sólidas de 45 e 55% da liga após a tixoconformação nas três ligas estudadas com o tempo de globularização de 0 segundos. Nota-se que, a amostra tixoconformada com fração sólida de 55% apresentou característica quebradiça, o que, entre outros motivos, inviabilizou o seu uso. Também é possível perceber que quanto maior a porcentagem de silício na liga, pior é a qualidade de tixoconformação em frações sólidas de 55%.



Figura 3.5: Liga Tixoformada de Al-4%-Si-5%Zn com 55% e 45% de fração sólida respectivamente;



Figura 3.6: Liga Tixoformada de Al-5%-Si-5%Zn com 55% e 45% de fração sólida respectivamente;



Figura 3.7: Liga Tixoformada de Al-6%-Si-5%Zn com 55% e 45% de fração sólida respectivamente;

Para a realização do tixoforgamento, foram utilizadas duas prensas: uma prensa do tipo excêntrica com capacidade de 25 toneladas da marca Victor, com acionamento mecânico por pedal; uma prensa do tipo hidráulica pneumática com capacidade de 12 toneladas com acionamento manual.

A prensa excêntrica alia uma capacidade de carga elevada a uma alta velocidade, enquanto a prensa pneumática apresenta uma velocidade mais baixa, porém permanece sob pressão, ou melhor, permanece em contato com o metal no estado semi-sólido por mais tempo, o que resulta em forjamentos de pequenas tolerâncias dimensionais. Assim, com a prensa pneumática consegue-se controlar o tempo em que o martelo fica em contato com a amostra.

As matrizes das prensas eram previamente aquecidas com o auxílio de uma resistência, isso porque, a velocidade desenvolvida pela prensa e a temperatura da matriz são os principais parâmetros que afetam no fluxo do material e o preenchimento da matriz (Fehlbier, 2000).

A viscosidade depende da tensão aplicada e do tempo de aplicação dessa tensão. Deste modo, a velocidade de conformação determina a velocidade de escoamento, interferindo no preenchimento da matriz e na qualidade do produto (Kitamura, 1994; Kirkwood, 1994; Flemings, 1976).

Primeiramente, foi utilizada a prensa excêntrica a qual possui uma capacidade de carga maior e fornece os valores da força em função do deslocamento. A resistência elétrica que foi empregada para o aquecimento das matrizes promove e mantém o aquecimento acima de 200°C. Para facilitar a desmoldagem do material foi utilizado um líquido desmoldante tipo comercial. Para a realização do experimento foi utilizado o forno de indução para o aquecimento da matéria-prima.

Antes da tixoconformação o material era previamente globularizado, através de um forno de indução, nos tempos de 0, 30, 90 e 210 segundos. Isto é, após atingir a temperatura para a fração sólida de 45%, o material era mantido nessa temperatura por 0, 30, 90 ou 210 segundos para em seguida sofrer o processo de tixoconformação.

A Figura 3.8 apresenta um esquema de como ocorre o processo de globularização.

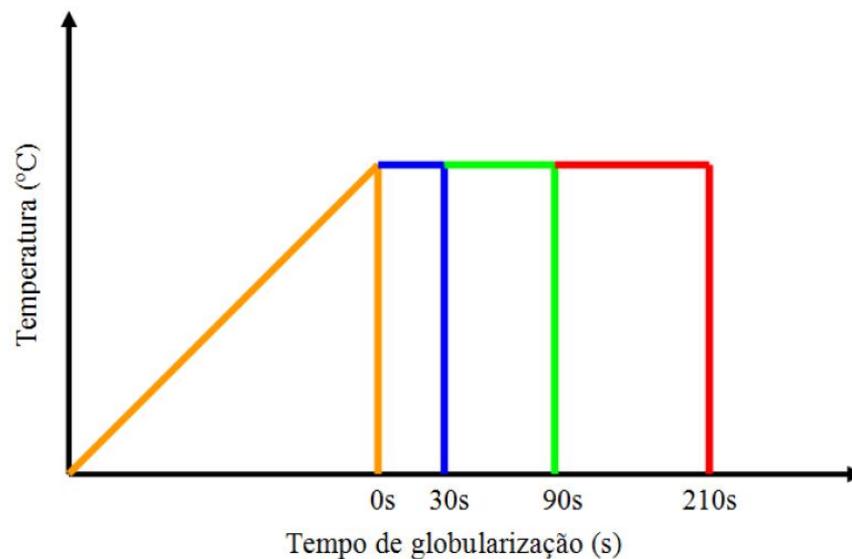


Figura 3.8: Diagrama esquemático do processo de globularização

O tratamento térmico de globularização tem como objetivo efetuar a globularização parcial ou total das ligas estudadas, permitindo assim avaliar a evolução micro e macroestrutural destas, possibilitando, então, correlacionar tais características com as propriedades mecânicas e reológicas desses materiais. Nos fornos de indução eletromagnética, o metal é fundido por aquecimento ôhmico pelo movimento gerado devido ao campo da força de Lorentz.

O aquecimento indutivo apresenta como vantagens em relação ao forno resistivo:

- Redução da oxidação e da formação de carepas na superfície dos materiais em função da redução do tempo de aquecimento;
- Reprodutibilidade das condições de aquecimento;
- Permite o aquecimento rápido tanto de tarugos quanto chapas laminadas a quente, desde materiais não ferrosos de alta condutibilidade térmica até aços e outras ligas de baixa condutividade (KIM, 2000 e ESPINOZA, 1999);



Figura 3.9: Prensa Excêntrica utilizada.

Em posse desses dados, iniciou-se o trabalho na outra prensa.



Figura 3.10: Prensa Hidráulico Pneumática utilizada.

Foram utilizados dois corpos de prova para cada condição (0s, 30s, 90s e 210s na fração sólida de 45%) totalizando oito ensaios por liga para cada prensa. Portanto foram realizados 24 ensaios na prensa pneumática e 24 ensaios na prensa excêntrica.

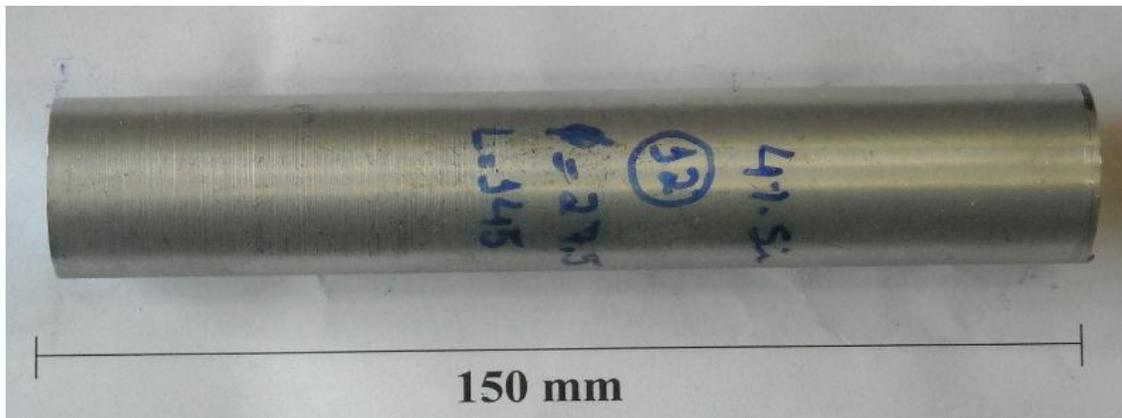


Figura 3.11: Corpo de prova previamente usinado antes de ser tixoconformado

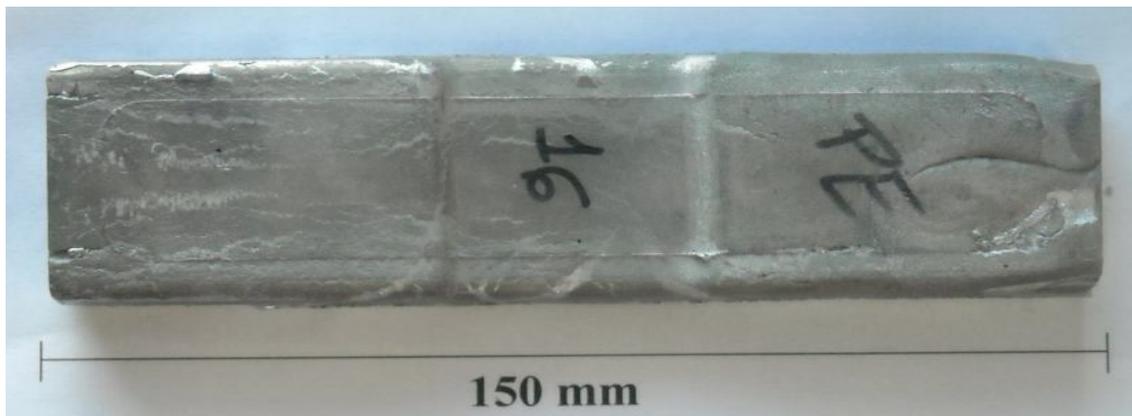


Figura 3.12: Corpo de prova após sofrer a tixoconformação na prensa excêntrica



Figura 3.13: Corpo de prova após sofrer a tixoconformação na prensa pneumática

Nota-se que o corpo de prova tixoconformado na prensa excêntrica apresenta um aspecto visual melhor, isto é, o material preencheu melhor na matriz.

### **3.3 Caracterização micro e macroestrutural**

As ligas foram caracterizadas micro e macroestruturalmente. A macroestrutura deve ser caracterizada para se determinar o tamanho ou extensão do grão ou aglomerado, enquanto que a microestrutura deve ser caracterizada para se determinar o tamanho ou extensão do glóbulo ou dos braços pseudo-dendríticos da fase primária.

Para a caracterização microestrutural as amostras foram seccionadas longitudinalmente ao meio e embutidas em baquelite, em seguida foram lixadas em lixa d'água com granulometria de 220, 320, 400, 600, 800, 1200 e 1500 e polidas com alumina de 6 $\mu$ m para um polimento grosseiro e com alumina de 0,25 $\mu$ m para o acabamento;

Após essa etapa, com o auxílio do microscópico foram capturadas imagens, as quais foram usadas juntamente com o programa "ImageJ" na análise da porosidade.

Depois de concluída essa etapa, as amostras foram atacadas com 1% HF revelando a microestrutura, o ataque foi realizado com a imersão total da amostra no reagente por um tempo de 3s. Este procedimento inicial visou deixar evidenciada a existência dos precipitados sem danificá-los e se observar melhor a distribuição das trincas de contração e das porosidades. Após o ataque as amostras eram enxaguadas em água corrente por aproximadamente 30s e secadas com auxílio de um soprador elétrico. Em seguida, foram obtidas imagens no microscópico com aumento de 50, 100, 200 e 500 vezes.

Para a caracterização microscópica com luz polarizada, as mesmas amostras empregadas na caracterização microestrutural passaram por um ataque eletrolítico com deposição de HBF<sub>4</sub> (ácido fluorbórico) em solução 1,8% e tensão de 40V por aproximadamente 270s chegando até 300s. 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, entretanto, 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. Foram obtidas imagens com aumento de 50, 100, 200 e 500 vezes.

Das melhores imagens tiradas dos melhores locais de cada amostra (longe das bordas e do centro, não só para se evitar diferenciações no tempo de solidificação, como também os poros e trincas de contração), foram utilizadas 10 para o cálculo dos tamanhos médios de glóbulos e de grãos pelo método dos interceptos (cinco campos em cada uma das dez imagens selecionadas, totalizando 50 medidas triplas – os eixos de 0°, 45° e 90° – ou seja, 150 medidas aleatórias por amostra).

### 3.4 Ensaios de tração

Logo após a tixoconformação, os corpos de prova foram usinados, conforme a figura 3.14, para assim ocorrer à realização dos ensaios de tração seguindo a norma ASTM 557M-02a ou NBR 7549.

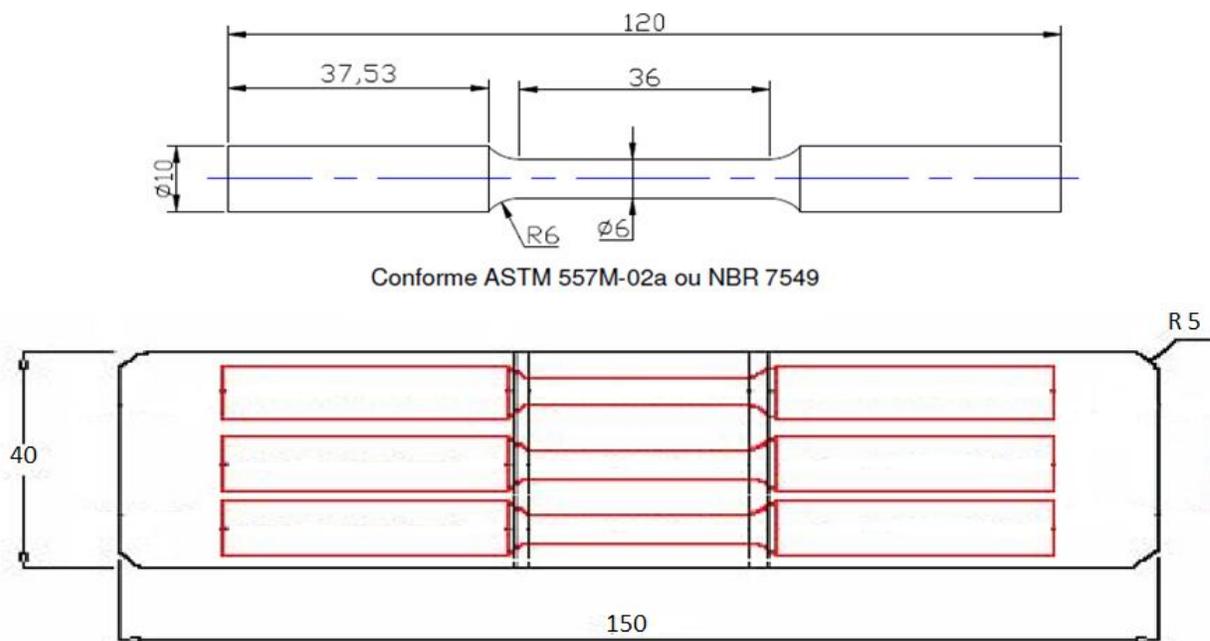


Figura 3.14: Dimensões finais dos corpos de prova para os ensaios de tração

Foram utilizados três corpos de provas para cada condição, isto é, para os tempos de globularização de 0, 30, 90 e 210 segundos, para cada prensa, totalizando vinte e quatro ensaios

para cada liga. No caso, foram feitos ensaios nas três ligas: Al-4wt%Si-5wt%Zn, Al-5wt%Si-5wt%Zn, Al-6wt%Si-5wt%Zn.



Figura 3.15: Corpo de prova previamente usinado

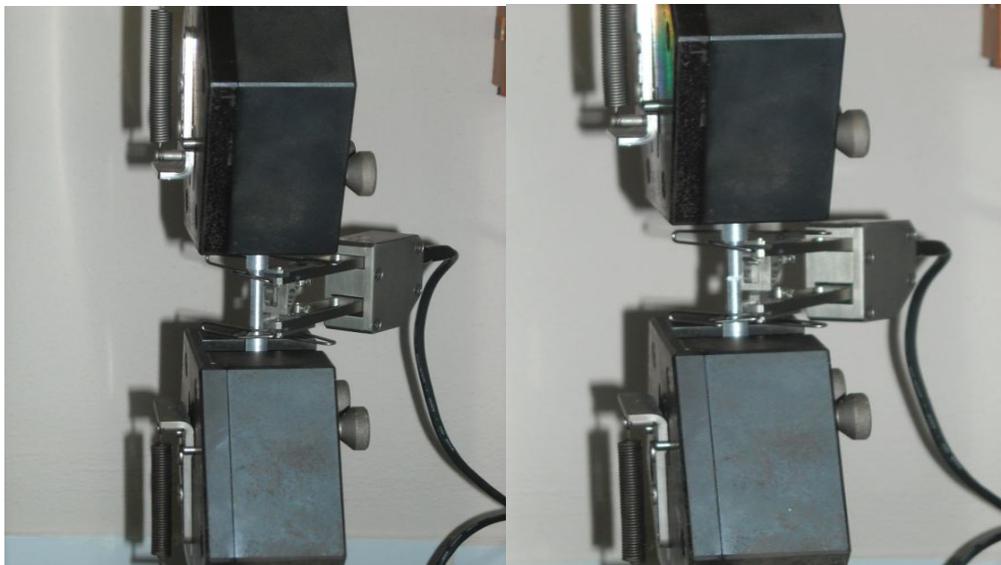


Figura 3.16: Amostra antes do ensaio e após o ensaio



Figura 3.17: Corpo de prova após o ensaio de tração

## 4 Resultados e Discussões

Neste capítulo serão apresentados e discutidos os resultados experimentais obtidos para cada etapa deste trabalho, conforme descrito no Capítulo 3. Para tanto, os resultados são apresentados segundo a ordem em que foram mencionados.

### 4.1 Tixoconformação

O processo de fabricação de peças utilizando a técnica de tixoforjamento é composto basicamente de dois estágios: obtenção da matéria prima com especial morfologia (pasta reofundida) e a conformação em seguida. Isto é, há necessidade de uma etapa a mais do que a conformação tradicional: o reaquecimento, o qual foi feito facilmente através de um forno de indução.

Na etapa de reaquecimento, há a necessidade do conhecimento da temperatura na fração sólida desejada (temperatura intermediária entre a solidus e a liquidus), a qual foi obtida pelo auxílio do *software* Thermo-Calc. Em seguida, foi feito o tratamento térmico de globularização em tempos pré-definidos (0, 30, 90 e 210 segundos).

Após essa preparação das amostras, estas foram conformadas.

Como a tixoconformação apresenta a vantagem de exigir menores tensões para a conformação, foi possível o uso de máquinas menos robustas, as quais possuíam uma capacidade de carga menor, desgastando menos a matriz (o que aumenta o tempo de vida útil desta); A matriz foi completamente preenchida, o que gerou um produto com bom acabamento superficial e boas tolerâncias adimensionais.

### 4.2 Análise da porosidade e caracterização microestrutural

Após a tixoconformação e os ensaios de tração deu-se início a análise da porosidade. As amostras foram embutidas em baquelite, depois foram lixadas em lixa d'água com granulometria de 220, 320, 400, 600, 800, 1200 e 1500 e polidas com alumina de 6µm para um polimento

grosseiro e com alumina de 0,25 $\mu$ m para o acabamento; Só após, foram retiradas imagens no microscópico, as quais seriam usadas para o cálculo da porosidade através do *software* “ImageJ”.

Essa análise compreende a caracterização microestrutural das amostras tixoconformadas, tratadas termicamente às temperaturas para 45% de fração sólida nos tempos de globularização de 0s, 30s, 90s e 210s.

Com essa análise tem-se que as amostras tixoconformadas na prensa excêntrica apresentam uma fração de área de poros maior, isto é, apresentam uma maior quantidade de poros, o que certamente implicou nas propriedades mecânicas, já que a presença de poros no material faz com que este apresente piores características mecânicas;

Buscando uma visão geral das amostras, ao se analisar toda a região conformada observa-se o aumento de poros irregulares por contração de solidificação, principalmente mais à borda das amostras, devido ao rápido resfriamento imposto. Estimativas dessa porosidade estão mostradas na Tabela 4.1.

Tabela 4.1: Relação de quantidade de poros referentes aos diferentes tempos de globularização nas prensas excêntrica e pneumática

<b>Al-4%Si-5%Zn</b>					
	<b>T<sub>g</sub></b>	<b>Quant.</b>	<b>Área Total (<math>\mu\text{m}^2</math>)</b>	<b>Tam. Médio (<math>\mu\text{m}</math>)</b>	<b>Fração de área (%)</b>
<b>Prensa Excêntrica</b>	0s	6,2 $\pm$ 2,6	45,7 $\pm$ 19,1	832,8 $\pm$ 341,2	1,4 $\pm$ 0,6
	30s	5,8 $\pm$ 1,3	63,8 $\pm$ 27,4	1140,0 $\pm$ 578,0	2,0 $\pm$ 0,9
	90s	38,8 $\pm$ 19,1	89,9 $\pm$ 30,7	257,6 $\pm$ 105,6	0,9 $\pm$ 0,3
	210s	20,8 $\pm$ 7,33	124,0 $\pm$ 50,9	585,1 $\pm$ 82,2	1,3 $\pm$ 0,5
<b>Prensa Pneumática</b>	0s	37,6 $\pm$ 17,0	74,5 $\pm$ 44,0	222,9 $\pm$ 165,6	0,8 $\pm$ 0,5
	30s	43,0 $\pm$ 16,49	125,3 $\pm$ 32,3	333,7 $\pm$ 167,0	1,3 $\pm$ 0,3
	90s	12,0 $\pm$ 5,85	58,2 $\pm$ 24,2	617,1 $\pm$ 520,6	0,6 $\pm$ 0,3
	210s	41,8 $\pm$ 4,84	54,8 $\pm$ 14,0	131,7 $\pm$ 32,1	0,7 $\pm$ 0,2
<b>Al-5%Si-5%Zn</b>					
	<b>T<sub>g</sub></b>	<b>Quant.</b>	<b>Área Total (<math>\mu\text{m}^2</math>)</b>	<b>Tam. Médio (<math>\mu\text{m}</math>)</b>	<b>Fração de área (%)</b>
<b>Prensa Excêntrica</b>	0s	168,4 $\pm$ 52,9	350,0 $\pm$ 115,7	208,3 $\pm$ 28,4	3,6 $\pm$ 1,2
	30s	23,3 $\pm$ 15,0	46,1 $\pm$ 15,1	249,1 $\pm$ 126,2	1,4 $\pm$ 0,5
	90s	186,0 $\pm$ 58,2	392,3 $\pm$ 94,3	216,8 $\pm$ 36,8	4,0 $\pm$ 1,0
	210s	65,0 $\pm$ 27,4	127,0 $\pm$ 40,9	226,5 $\pm$ 130,9	1,3 $\pm$ 0,4
<b>Prensa Pneumática</b>	0s	3,9 $\pm$ 1,0	13,7 $\pm$ 12,29	481,7 $\pm$ 651,9	0,4 $\pm$ 0,4
	30s	53,8 $\pm$ 14,2	87,6 $\pm$ 30,0	163,2 $\pm$ 35,5	0,9 $\pm$ 0,3
	90s	29,8 $\pm$ 9,2	35,2 $\pm$ 8,4	122,4 $\pm$ 29,9	0,4 $\pm$ 0,1
	210s	51,4 $\pm$ 26,2	112,7 $\pm$ 43,5	271,1 $\pm$ 144,2	1,2 $\pm$ 0,5

Al-6%Si-5%Zn					
	T <sub>g</sub>	Quant.	Área Total (µm <sup>2</sup> )	Tam. Médio (µm)	Fração de área (%)
<b>Prensa Excêntrica</b>	0s	19,2 ± 8,7	56,1 ± 26,0	291,5 ± 51,8	1,7 ± 0,8
	30s	54,0 ± 13,0	325,1 ± 101,4	602,8 ± 155,7	3,3 ± 1,0
	90s	14,8 ± 5,0	101,7 ± 44,1	826,0 ± 636,3	3,1 ± 1,3
	210s	63,3 ± 43,4	174,3 ± 86,1	334,5 ± 174,2	1,8 ± 0,9
<b>Prensa Pneumática</b>	0s	37,7 ± 16,5	88,1 ± 45,0	255,8 ± 135,6	0,9 ± 0,5
	30s	9,3 ± 4,2	13,3 ± 8,8	141,2 ± 86,9	0,4 ± 0,3
	90s	2,0 ± 1,4	8,37 ± 7,52	495,6 ± 360,0	0,3 ± 0,2
	210s	21,8 ± 7,29	26,3 ± 12,0	116,7 ± 24,5	0,8 ± 0,4

As amostras tixoforjadas em prensa excêntrica chegam a mostrar 4% de porosidade, enquanto que o máximo atingido pela prensa pneumática chegou a 1,3%. Certamente há implicações em termos de propriedades mecânicas.

Para melhor analisar a quantidade de poros encontrados nas peças tixoconformadas pela prensa excêntrica e pela prensa pneumática, são apresentados os gráficos abaixo:

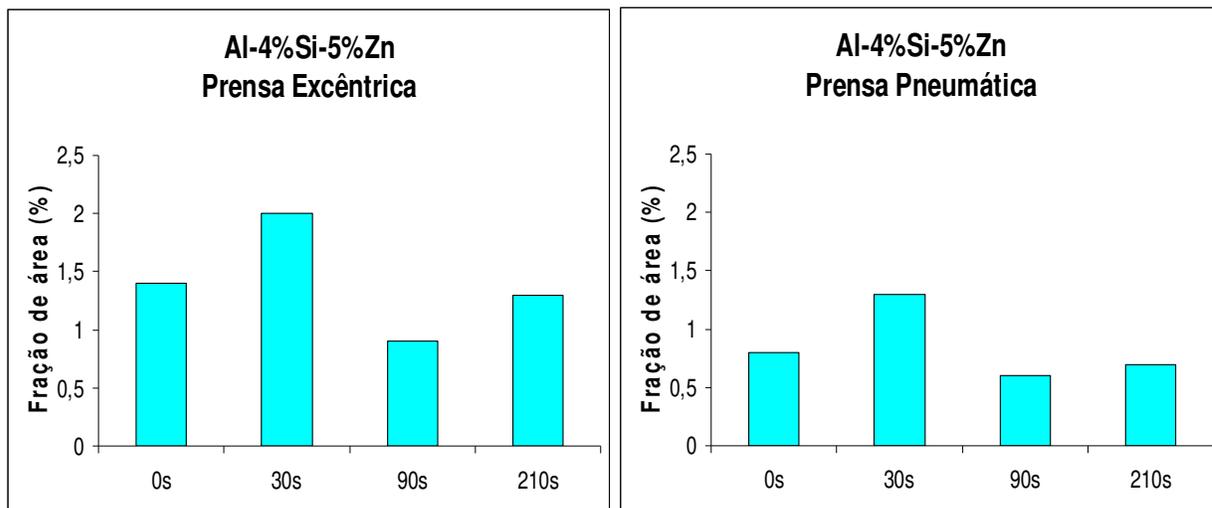


Figura 4.1: Gráficos da “Fração de área dos poros (%) X Tempo de globularização (s)” da liga Al-4%Si-5%Zn;

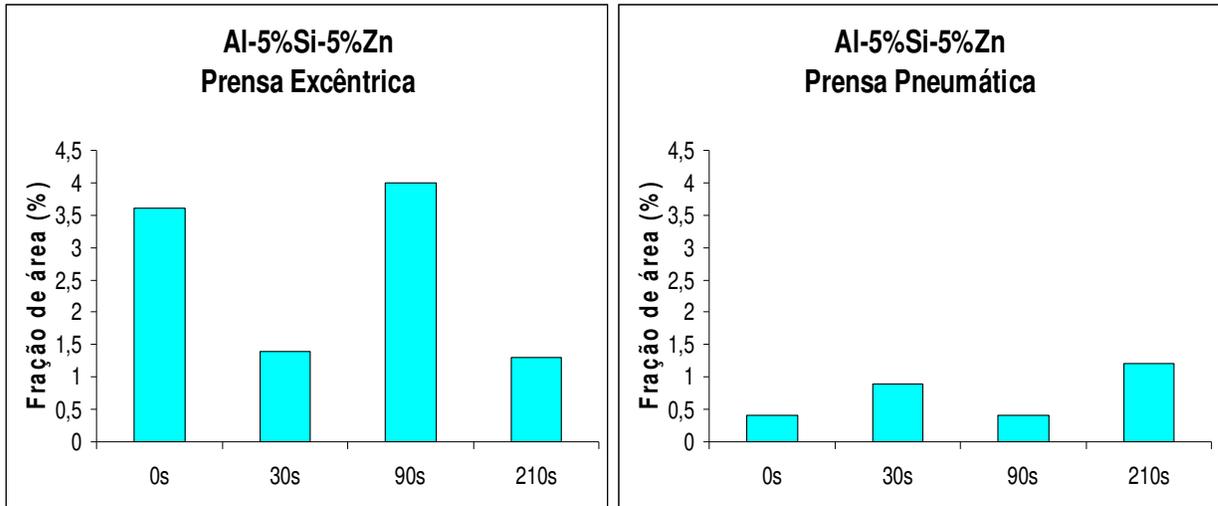


Figura 4.2: Gráficos da “Fração de área dos poros (%) X Tempo de globularização (s)” da liga Al-5%Si-5%Zn;

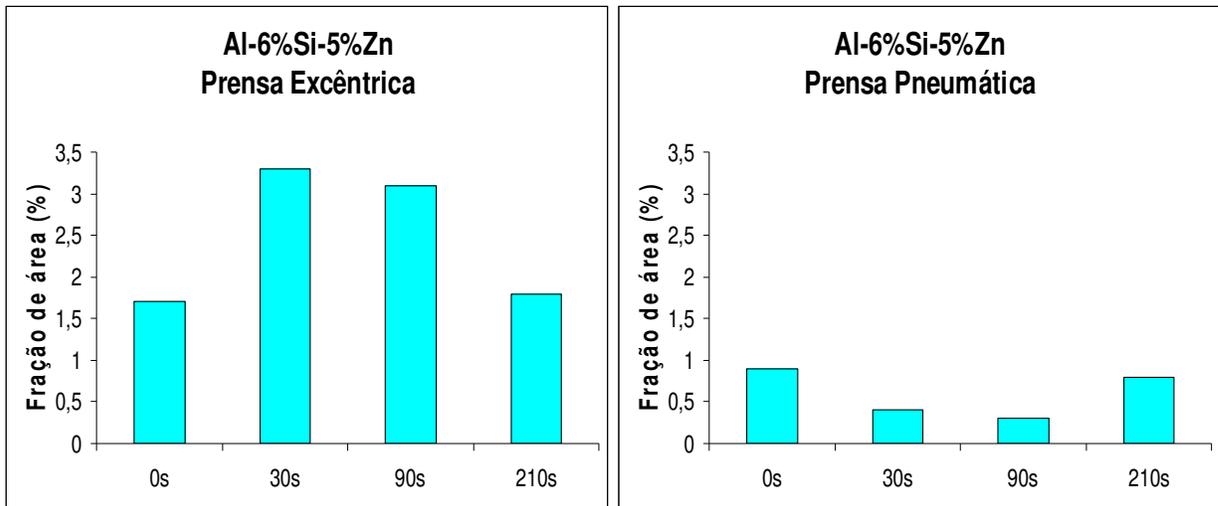


Figura 4.3: Gráficos da “Fração de área dos poros (%) X Tempo de globularização (s)” da liga Al-6%Si-5%Zn;

Nota-se que em todos os tempos de globularização, a peça tixoconformada na prensa excêntrica apresentou maior porosidade. Em seguida, foi feita a caracterização microestrutural, através do reagente HF 1% durante 3s. Abaixo segue as imagens com aumento de 100 vezes das amostras Al-4%Si-5%Zn, Al-5%Si-5%Zn e Al-6%Si-5%Zn, depois de serem tixoconformadas nas duas prensas (prensa excêntrica e prensa pneumática) com fração sólida de 45%.

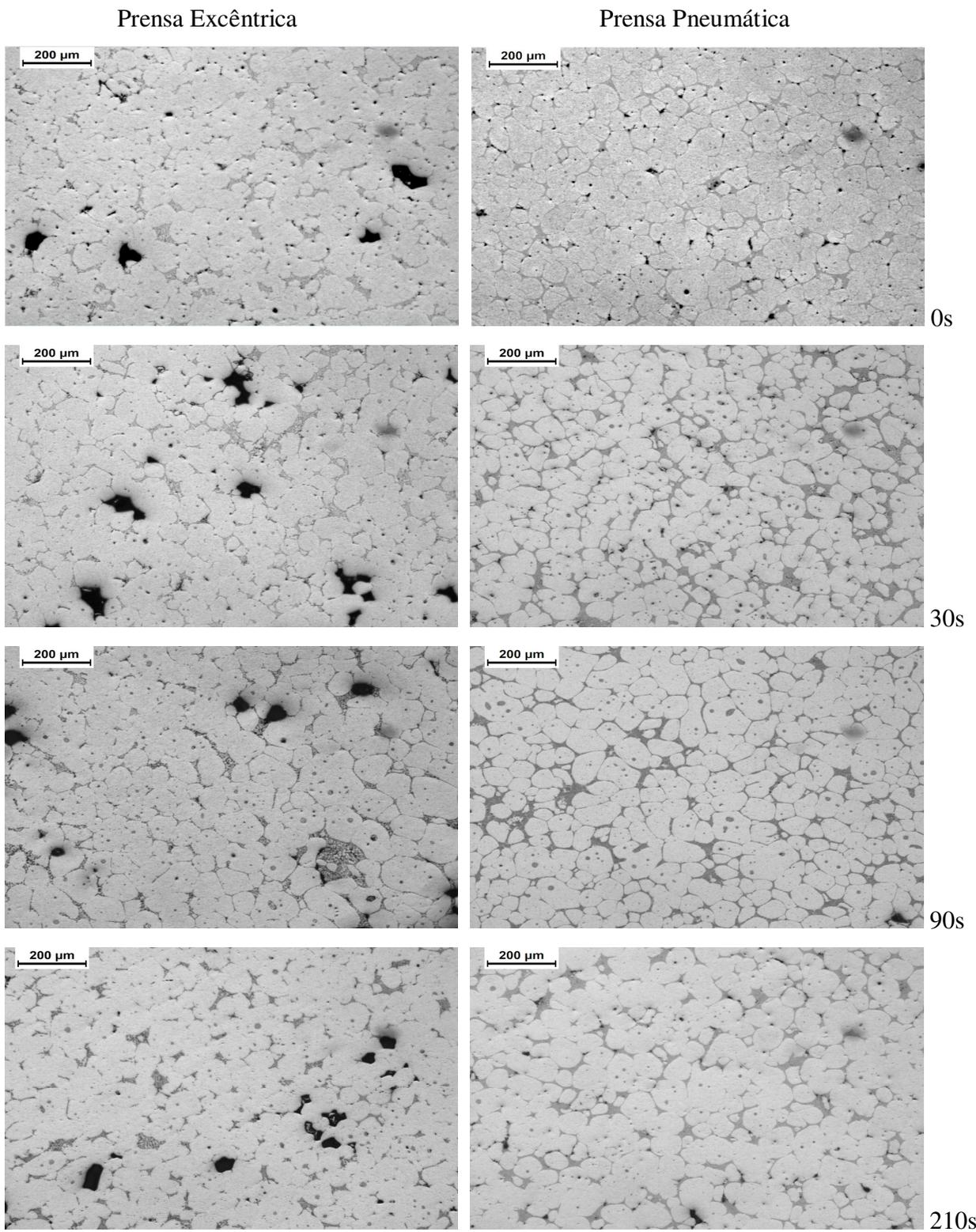


Figura 4.4: Micrografias das amostras Al-4%Si-5%Zn, após a tixoconformação nas prensas excêntrica e pneumática com tempo de globularização de 0s, 30s, 90s e 210s;

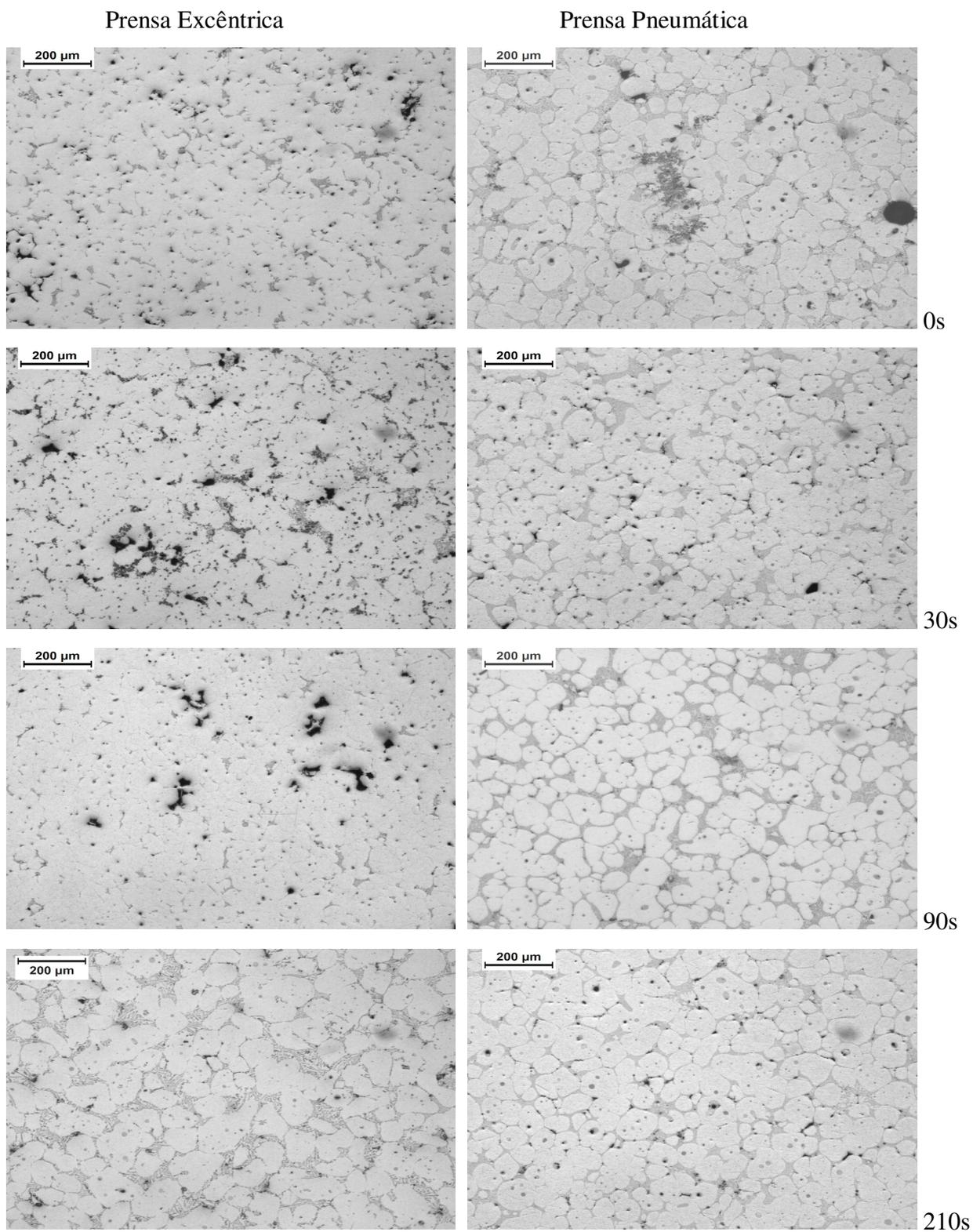


Figura 4.5: Micrografias das amostras Al-5%Si-5%Zn, após a tixoconformação nas prensas excêntrica e pneumática com tempo de globularização de 0s, 30s, 90s e 210s;

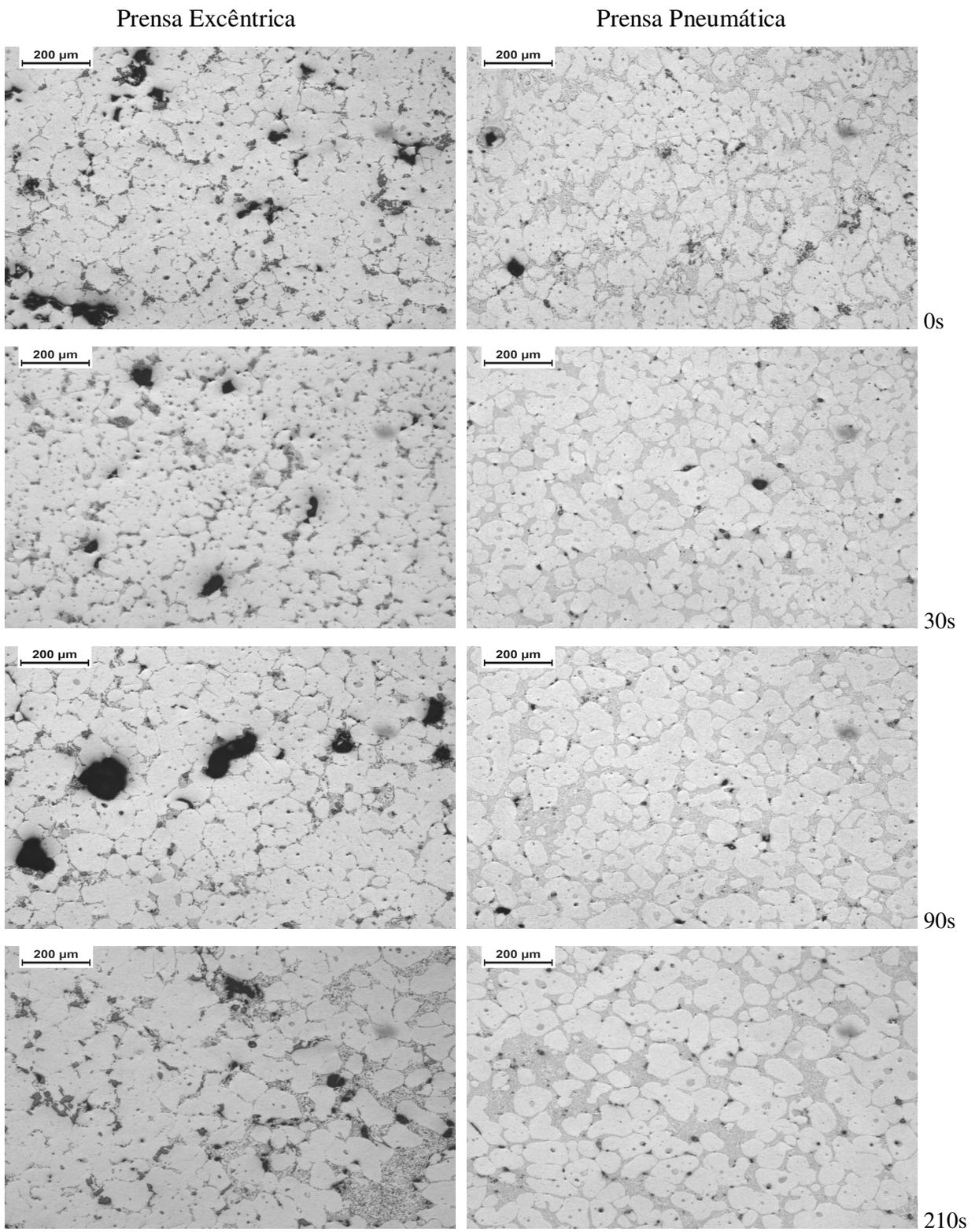


Figura 4.6: Micrografias das amostras Al-6%Si-5%Zn, após a tixoconformação nas prensas excêntrica e pneumática com tempo de globularização de 0s, 30s, 90s e 210s;

Pode-se perceber facilmente que as amostras oriundas da prensa excêntrica apresentam maior quantidade de poros, e estes apresentam um tamanho maior em relação às amostras da prensa pneumática. Esses poros de maior dimensão encontram-se, em sua maioria, ao longo dos contornos dos grãos. Também pode ser observado que os contornos dos grãos das amostras tixoconformadas na prensa pneumática são mais bem delineados.

O controle da solidificação sob pressão da prensa hidráulica gera microestrutura homogênea, com as partículas da fase primária bastante globularizadas e com a fase secundária bem distribuída. As amostras oriundas da prensagem em prensa excêntrica apresentam microestrutura pouco homogênea e com a fase secundária eutética segregada para as laterais dos corpos de prova. De qualquer forma, analisando-se qualitativamente as microestruturas das amostras, pode-se notar a evolução para morfologia globular, com o aumento no tamanho destes glóbulos primários durante a manutenção do material à faixa semi-sólida para o tempo de 210s de tratamento.

Também é possível perceber a presença de precipitados ao longo dos contornos de grãos. As presenças de contorno de grãos extensivos, precipitados e segregados ao longo dos contornos de grãos são agentes responsáveis pela fratura intergranular, que é de natureza frágil.

Pode-se notar a existência de poças retidas e/ou partículas dos precipitados finamente distribuídos dentro dos glóbulos em quantidade razoável. Estes precipitados podem ter sido gerados pelo soluto e/ou ainda dos precipitados liberados das reentrâncias dos braços dendríticos durante o reaquecimento, que não conseguiram migrar totalmente para os contornos de grão.

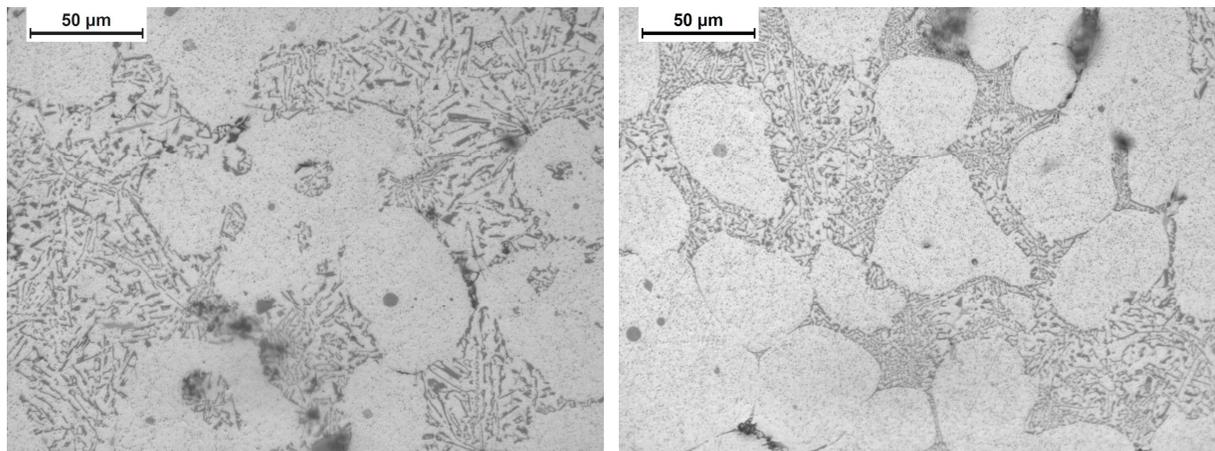


Figura 4.7: Amostra com Al-6%Si-5%Zn, tixoconformada na prensa pneumática com tempo de globularização de 0s e 30s;

PERES, 2012 ao analisar as ligas Al-4%Si-5%Zn, Al-5%Si-5%Zn e Al-6%Si-5%Zn logo após estas serem fundidas, também pode verificar que quanto maior a quantidade de silício na amostra, maior a quantidade de segregados ao longo dos contornos do grão.

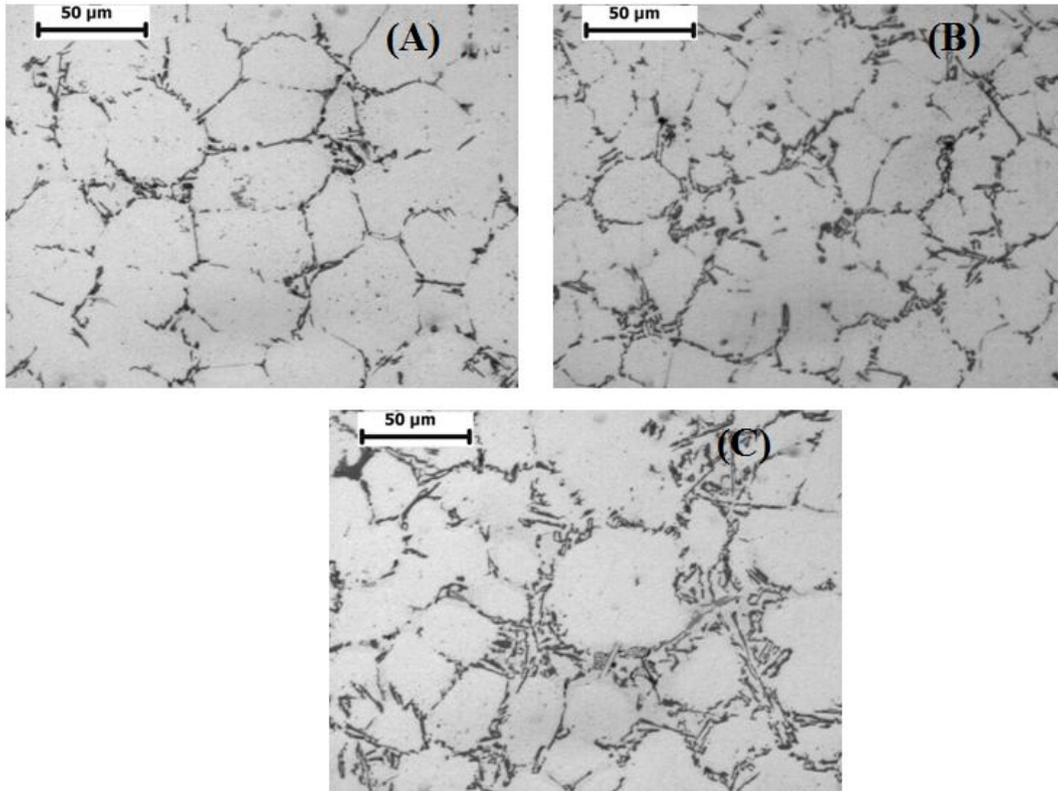


Figura 4.8: Micrografias das amostras Al-4%Si-5%Zn (A), Al-5%Si-5%Zn (B) e Al-6%Si-5%Zn (C) antes do tratamento de globularização;

### 4.3 Caracterização macroestrutural

Cada grão difere-se devido a diferentes orientações cristalográficas, assim sob luz polarizada, grãos distintos apresentam colorações díspares. Este fenômeno facilita a distinção de grãos que sejam vizinhos e que podem ser erroneamente confundidos com um só. Neste tópico, são apresentadas as macrografias das amostras Al-4%Si-5%Zn, Al-5%Si-5%Zn e Al-6%Si-5%Zn, depois de serem tixoconformadas nas duas prensas (prensa excêntrica e prensa pneumática) com fração sólida de 45%.

Prensa Excêntrica

Prensa Pneumática

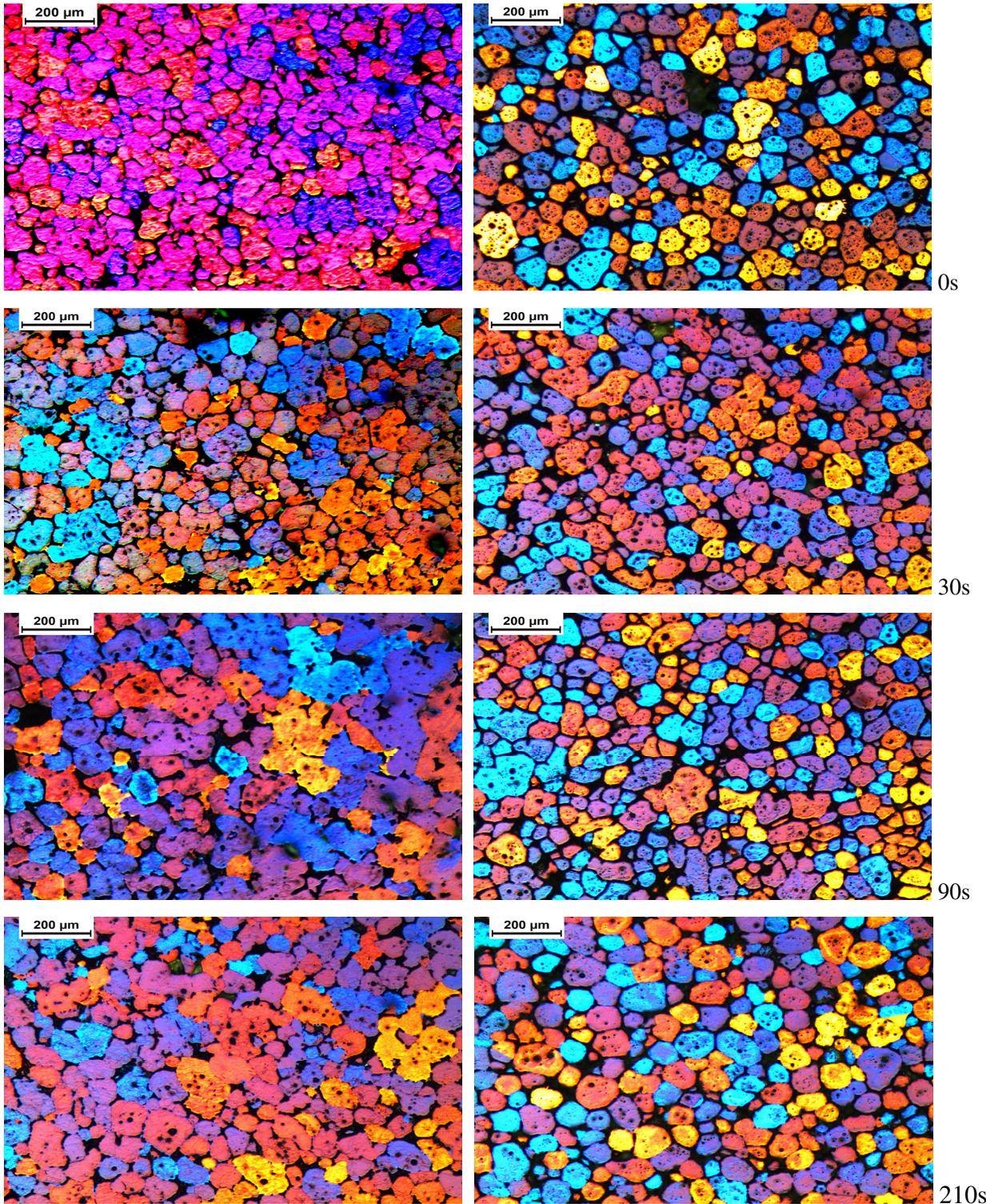


Figura 4.9: Macrografias das amostras Al-4%Si-5%Zn, após a tixoconformação nas prensas excêntrica e pneumática com tempo de globularização de 0s, 30s, 90s e 210s;

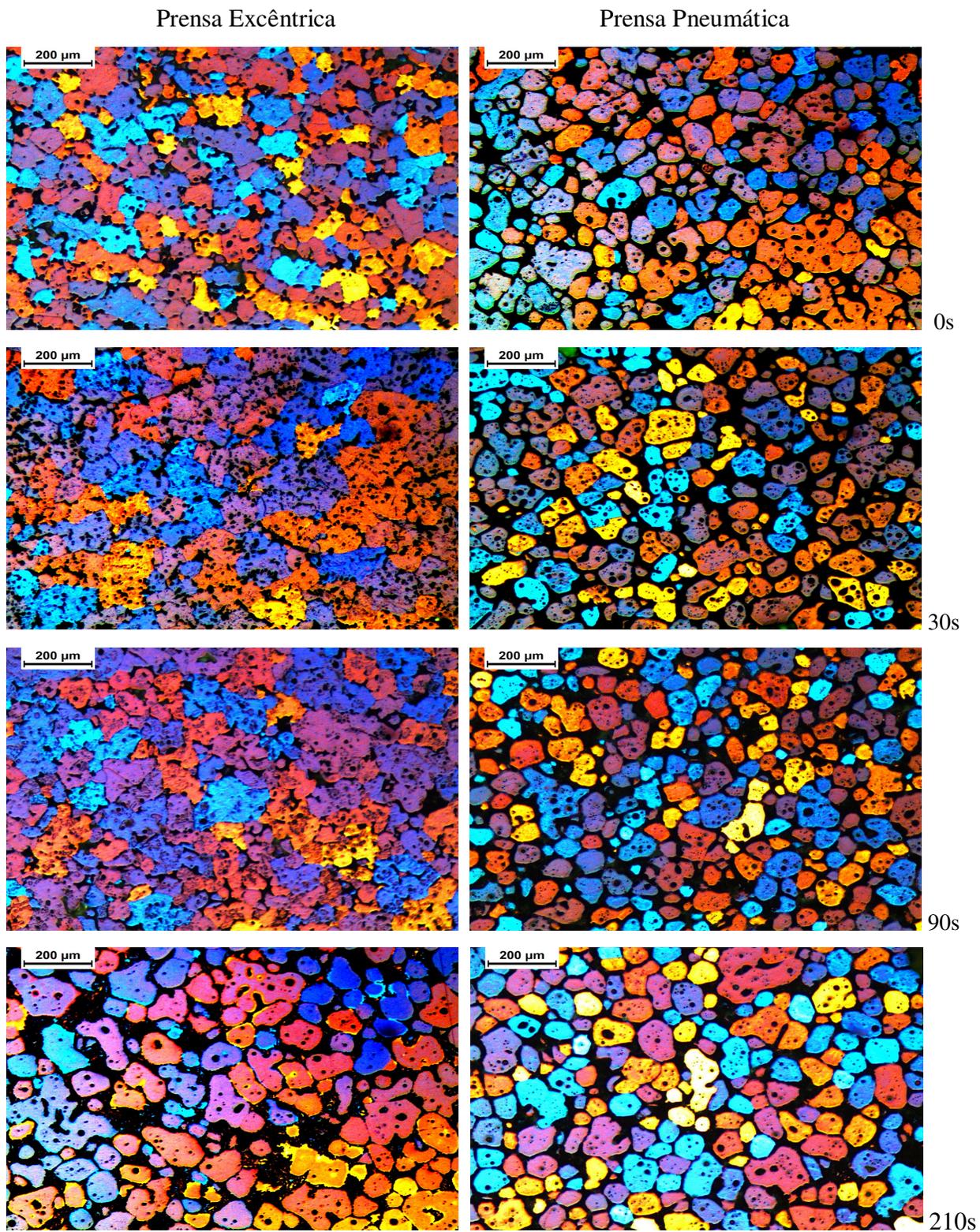
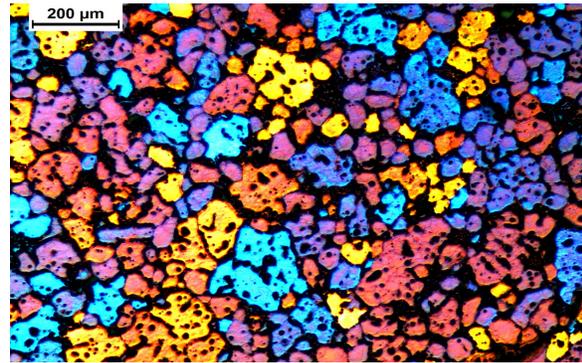
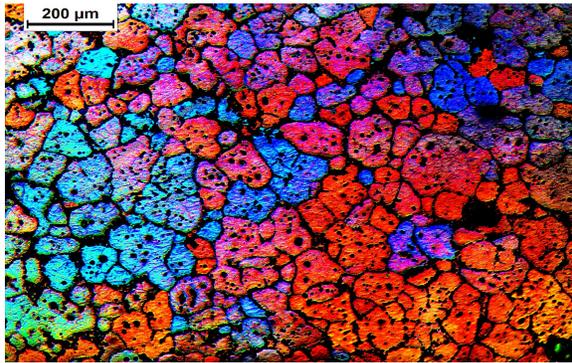


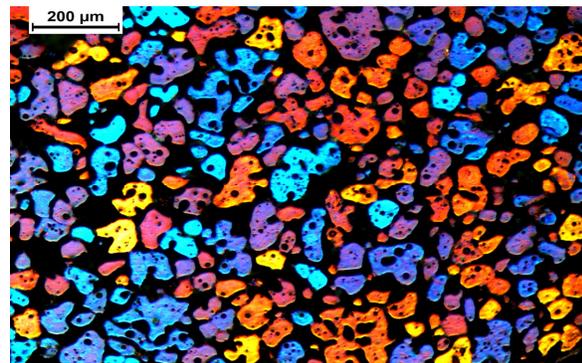
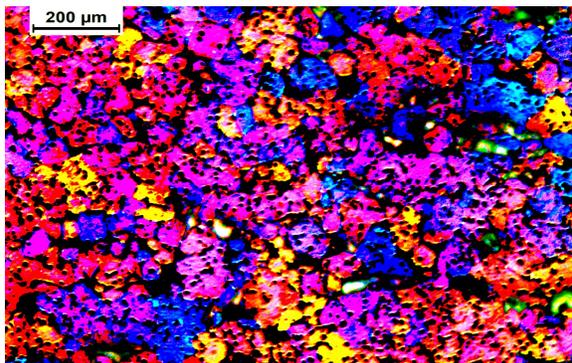
Figura 4.10: Macrografias das amostras Al-5%Si-5%Zn, após a tixoconformação nas prensas excêntrica e pneumática com tempo de globularização de 0s, 30s, 90s e 210s;

Prensa Excêntrica

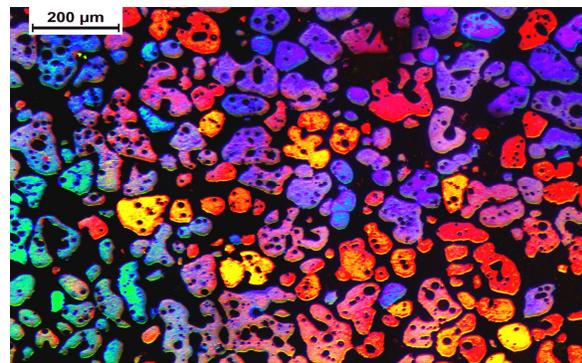
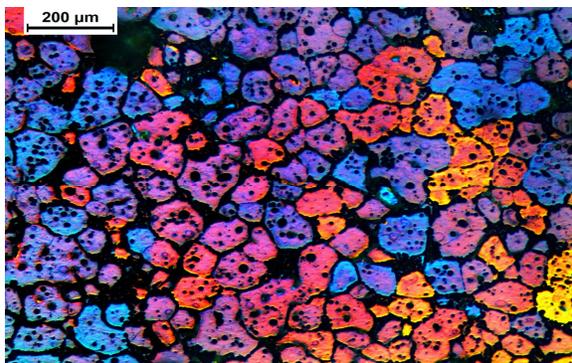
Prensa Pneumática



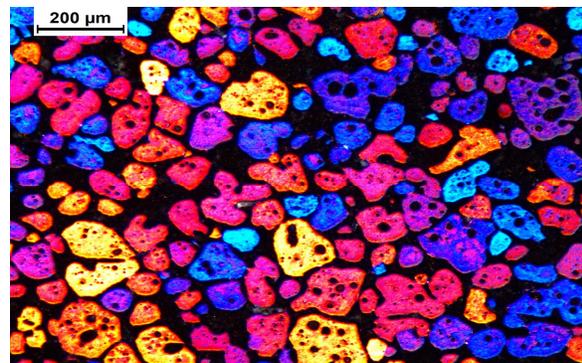
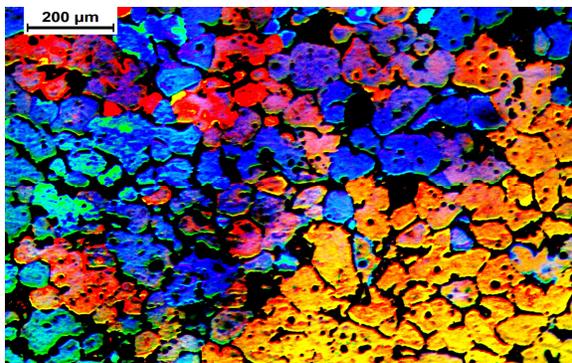
0s



30s



90s



210s

Figura 4.11: Macrografias das amostras Al-6%Si-5%Zn, após a tixoconformação nas prensas excêntrica e pneumática com tempo de globularização de 0s, 30s, 90s e 210s;

Ao observar Figura 4.12 pode ser visto que a prensa pneumática deixou os grãos mais espaçados e com os contornos de grãos muito bem delineados, enquanto a prensa excêntrica os grãos ficaram ainda deformados e com pior definição do contorno do grão, em todas as três ligas estudadas. A força e a velocidade de conformação para a prensa excêntrica ainda causaram o surgimento de grãos com contorno de baixo ângulo como pode ser visto em 4.13A.

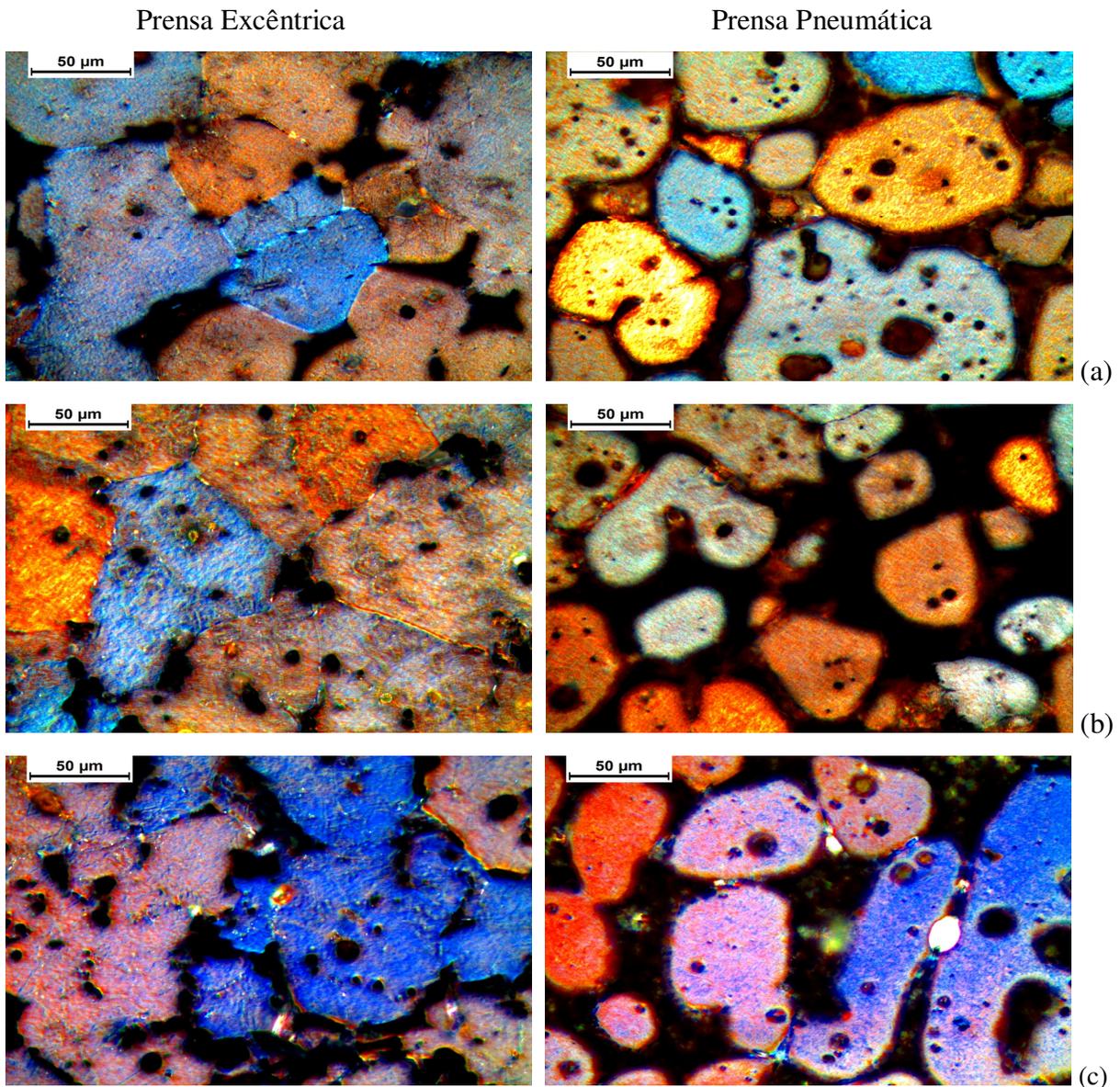


Figura 4.12: Macrografias das amostras Al-4%Si-5%Zn (A), amostras Al-5%Si-5%Zn (B) e amostras Al-6%Si-5%Zn (C), após a tixoconformação nas prensas excêntrica e pneumática com tempo de globularização 90s.

A Tabela 4.2 apresenta os valores encontrados para o tamanho de grão, tamanho de glóbulo, relação glóbulo/grão, grau de contigüidade entre a fase sólida ( $C_S$ ) e a contigüidade por volume ( $C_{SC}$ ) e seus respectivos desvios padrão.

A contigüidade é uma medida da coesão entre as partículas da fase primária na estrutura semi-sólida. Quando  $C_S$  tende a um, a fase está aglomerada, ou seja, ela é contínua. Do mesmo modo, quando  $C_S$  se aproxima de zero, ela está isolada. A contigüidade por volume seria a contigüidade multiplicada pela quantidade relativa desta fase sólida. A contigüidade por volume não excede os valores 0,5 para materiais tixotrópicos de boa fluidez; porém, em outro caso, o valor abaixo de 0,1 não é bom para tixoconformação devido apresentar uma pior estabilidade da pasta por endurecimento.

Assim, os valores encontrados para as três ligas revelam que, estas respondem como fluidos tixotrópicos de boa fluidez, sendo, portanto, bons materiais para a tixoconformação. Ressaltando que, PERES, 2012, ao estudar a viscosidade dessas três ligas, pode observar que as ligas com 4 e 5wt%Si apresentam os melhores comportamentos em termos de tixoconformabilidade.

Pela Tabela 4.3, tem-se que, quanto maior a concentração de silício na liga, menos coeso é esta liga, ou seja, menor o valor encontrado para  $C_S$  e  $C_{SC}$ . O processo de tixoconformação também influencia na contigüidade: quando a tixoconformação ocorre na prensa excêntrica, os grãos se tornam mais coesos do que quando tixoconformados na prensa pneumática.

Tabela 4.2: Tamanho de grão, glóbulo, relação glóbulo/grão,  $C_S$  e  $C_{SC}$  com os respectivos desvios padrão para as três ligas estudadas e tixoconformadas nas prensas excêntrica e pneumática

<b>Al-4%Si-5%Zn</b>						
	<b>Tempo Globularização</b>	<b>Tamanho Grão (<math>\mu\text{m}</math>)</b>	<b>Tamanho Glóbulo (<math>\mu\text{m}</math>)</b>	<b>Grão/Glóbulo</b>	<b><math>C_S</math></b>	<b><math>C_{SC}</math></b>
<b>Prensa Excêntrica</b>	0s	111 $\pm$ 3,9	48 $\pm$ 2,5	2,32 $\pm$ 0,12	0,91 $\pm$ 0,02	0,41 $\pm$ 0,01
	30s	116 $\pm$ 5,4	50 $\pm$ 3,6	2,32 $\pm$ 0,15	0,87 $\pm$ 0,03	0,39 $\pm$ 0,01
	90s	121 $\pm$ 6,9	61 $\pm$ 3,4	1,97 $\pm$ 0,15	0,85 $\pm$ 0,02	0,38 $\pm$ 0,01
	210s	105 $\pm$ 6,2	53 $\pm$ 3,6	1,99 $\pm$ 0,13	0,84 $\pm$ 0,02	0,38 $\pm$ 0,01
<b>Prensa Pneumática</b>	0s	109 $\pm$ 6,1	46 $\pm$ 2,8	2,36 $\pm$ 0,13	0,80 $\pm$ 0,02	0,36 $\pm$ 0,01
	30s	107 $\pm$ 6,8	43 $\pm$ 3,8	2,49 $\pm$ 0,20	0,81 $\pm$ 0,02	0,36 $\pm$ 0,01
	90s	92 $\pm$ 4,0	46 $\pm$ 2,1	2,01 $\pm$ 0,13	0,82 $\pm$ 0,04	0,37 $\pm$ 0,02
	210s	90 $\pm$ 8,3	46 $\pm$ 2,6	1,98 $\pm$ 0,09	0,80 $\pm$ 0,01	0,36 $\pm$ 0,01

<b>Al-5%Si-5%Zn</b>						
	<b>Tempo Globularização</b>	<b>Tamanho Grão (µm)</b>	<b>Tamanho Glóbulo (µm)</b>	<b>Grão/Glóbulo</b>	<b>C<sub>s</sub></b>	<b>C<sub>sc</sub></b>
<b>Prensa Excêntrica</b>	0s	93 ± 7,7	53 ± 3,4	1,75 ± 0,16	0,87 ± 0,01	0,39 ± 0,01
	30s	121 ± 7,8	53 ± 8,3	2,32 ± 0,42	0,85 ± 0,06	0,38 ± 0,03
	90s	109 ± 8,7	61 ± 6,2	1,80 ± 0,12	0,93 ± 0,02	0,42 ± 0,01
	210s	160 ± 7,0	62 ± 3,6	2,61 ± 0,19	0,80 ± 0,04	0,36 ± 0,02
<b>Prensa Pneumática</b>	0s	126 ± 7,3	55 ± 2,5	2,31 ± 0,14	0,81 ± 0,02	0,37 ± 0,01
	30s	132 ± 6,9	53 ± 3,2	2,48 ± 0,11	0,80 ± 0,02	0,36 ± 0,01
	90s	122 ± 7,8	50 ± 3,1	2,43 ± 0,21	0,79 ± 0,02	0,36 ± 0,01
	210s	132 ± 9,0	55 ± 7,4	2,43 ± 0,41	0,81 ± 0,02	0,36 ± 0,01
<b>Al-6%Si-5%Zn</b>						
	<b>Tempo Globularização</b>	<b>Tamanho Grão (µm)</b>	<b>Tamanho Glóbulo (µm)</b>	<b>Grão/Glóbulo</b>	<b>C<sub>s</sub></b>	<b>C<sub>sc</sub></b>
<b>Prensa Excêntrica</b>	0s	128 ± 7,7	63 ± 7,9	2,07 ± 0,22	0,89 ± 0,02	0,40 ± 0,01
	30s	138 ± 6,3	69 ± 7,5	2,02 ± 0,29	0,86 ± 0,03	0,39 ± 0,02
	90s	153 ± 7,1	58 ± 3,4	2,66 ± 0,22	0,78 ± 0,05	0,35 ± 0,02
	210s	125 ± 7,6	60 ± 4,3	2,08 ± 0,16	0,86 ± 0,03	0,39 ± 0,01
<b>Prensa Pneumática</b>	0s	125 ± 7,5	45 ± 5,7	2,83 ± 0,56	0,75 ± 0,03	0,34 ± 0,02
	30s	137 ± 8,2	45 ± 1,8	3,02 ± 0,16	0,72 ± 0,02	0,32 ± 0,01
	90s	141 ± 7,6	47 ± 6,4	3,08 ± 0,61	0,73 ± 0,02	0,33 ± 0,01
	210s	138 ± 8,5	56 ± 3,2	2,48 ± 0,13	0,71 ± 0,02	0,32 ± 0,01

Observa-se, a partir da Tabela 4.2 que os tamanhos médios de grãos das três 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. A variação entre a relação glóbulos/grão para todas as ligas foi baixa, não devendo nenhuma liga ser excluída por apresentar relação elevada.

A disposição de aumento dos grãos para 210s demonstra claramente os efeitos de coalescência e Ostwald ripening, ambos dependentes do tempo de permanência da liga à temperatura de tratamento térmico. Nota-se também que quanto maior a porcentagem de silício presente na liga, maior o tamanho do grão e maior a relação grão/glóbulo;

As ligas analisadas apresentam uma maior quantidade de glóbulos e grãos após a tixoonformação na prensa pneumática, isto é, o tamanho dos glóbulos e dos grãos é menor nessas condições. Assim sendo, a prensa excêntrica apresenta grãos e glóbulos de maior tamanho

e poucas quantidades destes. PERES, 2012 analisou as ligas Al-4%Si-5%Zn, Al-5%Si-5%Zn e Al-6%Si-5%Zn antes de serem tixoconformadas e de sofrerem o processo de globularização.

Pela figura 4.13, é facilmente constatado que a liga, logo após ser fabricada, apresenta características micro e macroestruturais distintas das ligas tixoconformadas e globularizadas. Os grãos estão na forma de dendritas, apenas na liga Al-4%Si-5%Zn, as amostras estão na forma de rosetas. As protuberâncias ou dendritas tendem a desenvolver-se ao longo de direções cristalinas preferenciais. Assim, as propriedades mecânicas dos produtos fundidos são controladas pela estrutura dendrítica e não pelo tamanho de grão.

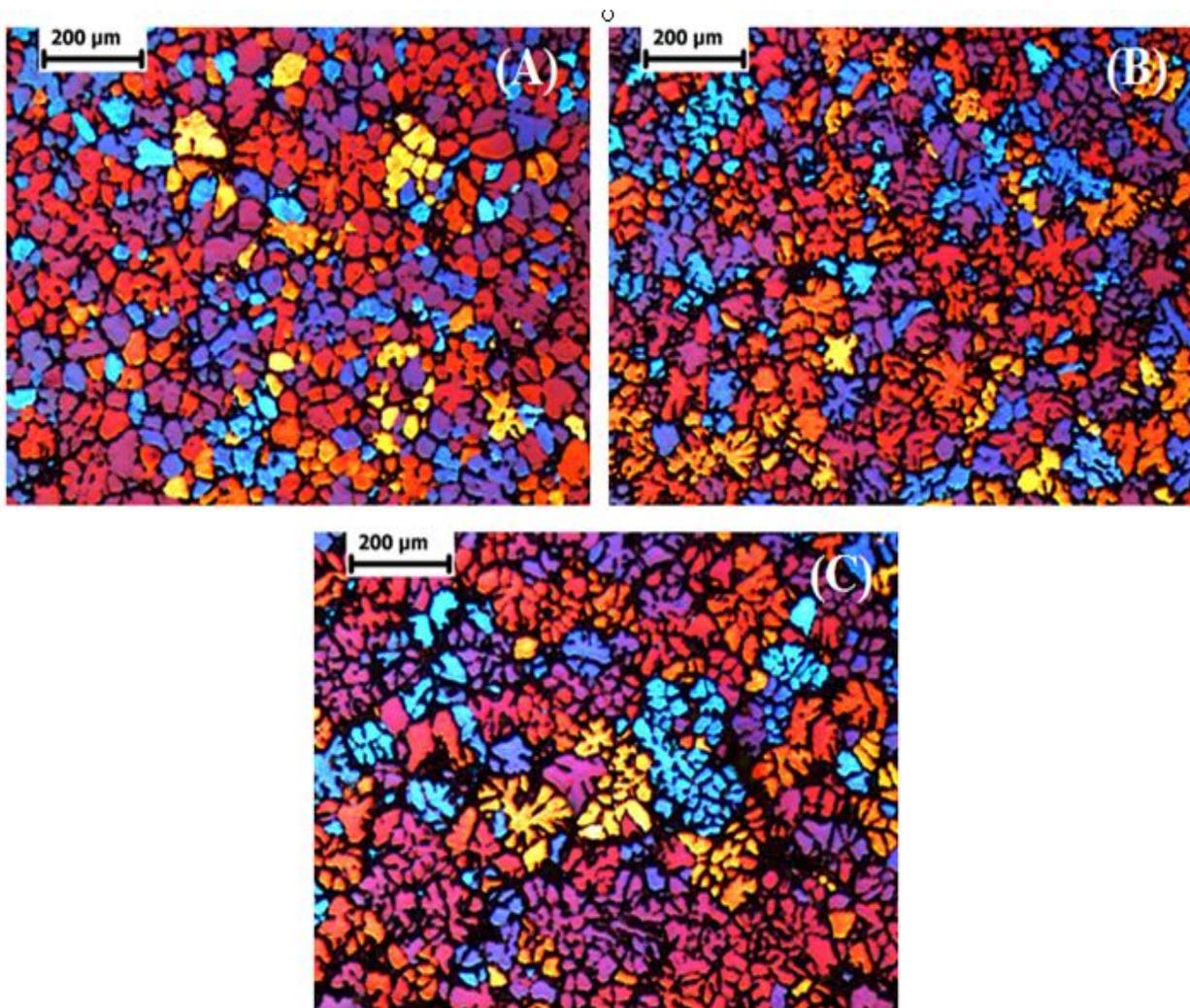


Figura 4.13: Macrografias das amostras Al-4%Si-5%Zn (A), amostras Al-5%Si-5%Zn (B) e amostras Al-6%Si-5%Zn (C), antes de sofrerem o tratamento de globularização e de serem tixoconformadas;

Como já discutido anteriormente, entende-se que os glóbulos adjacentes de mesma tonalidade pertençam à mesma estrutura e os de mesma tonalidade, porém mais distantes entre si, não estejam interconectados. Pode-se observar também por observação direta que a relação grão/glóbulo está bem acima de 1,0, denotando um “esqueleto dendrítico” de proporções relevantes. A contagem de grãos, de glóbulos e cálculo da contiguidade para esta liga como fornecida é difícil, uma vez que, em algumas regiões, os limites não são muito definidos nas linhas de separações.

#### **4.4 Ensaio de Tração**

Com a etapa da tixotomização cumprida pode-se realizar a usinagem do material para a realização dos ensaios de tração no material. Com este ensaio, obtiveram-se dados para construir os gráficos abaixo de “Tensão versus Deformação” para as três ligas estudadas deformadas pelas prensas: excêntrica e pneumática, exibidos nas Figuras 4.14, 4.15 e 4.16.

Através destes, é possível constatar que o tratamento de globularização de 30 segundos apresentou melhores propriedades mecânicas, em relação à tensão de ruptura ( $\sigma_r$ ) e deformação específica.

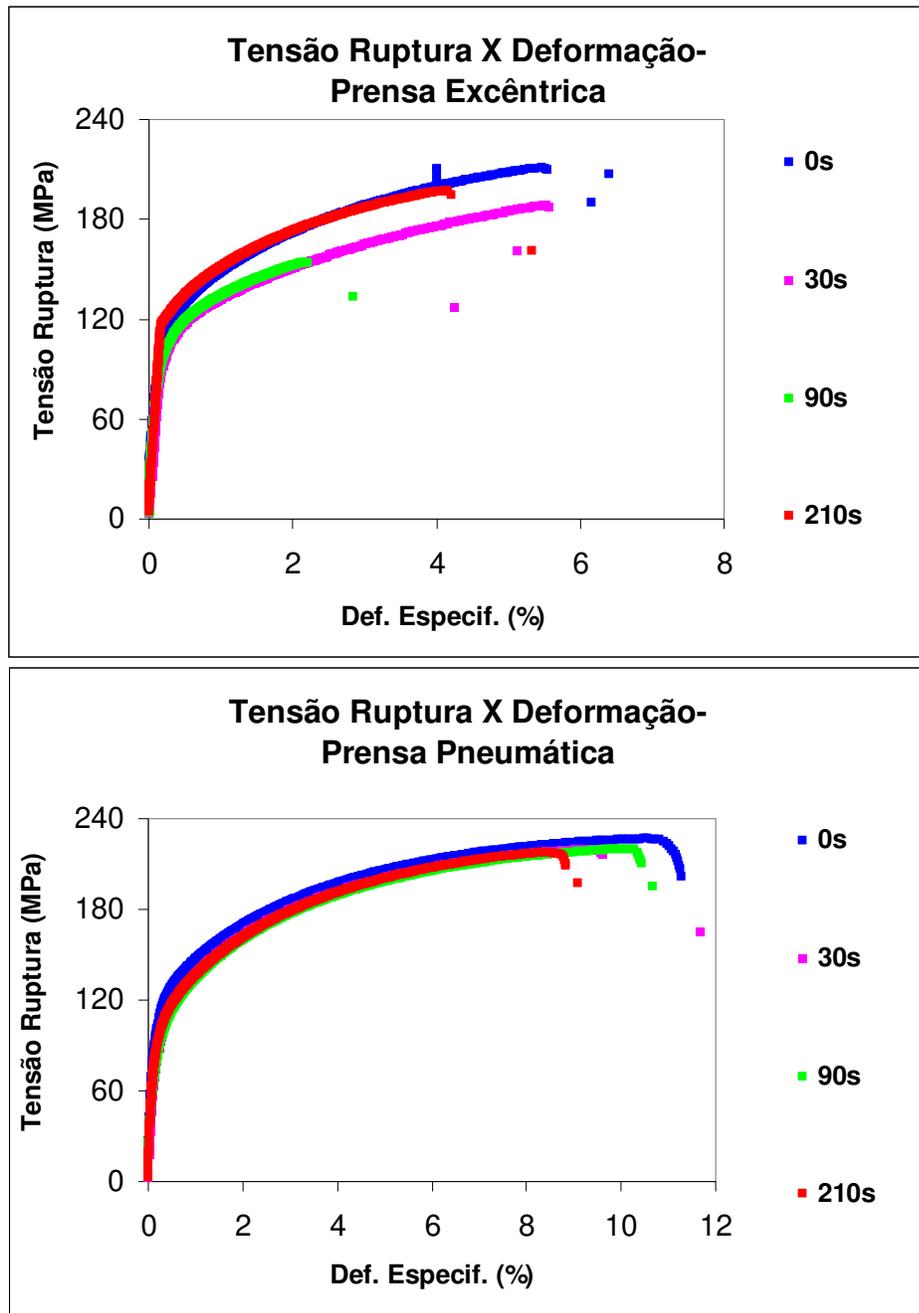


Figura 4.14: Gráfico da ‘Tensão X Deformação’ das amostras Al-4%Si-5%Zn, após a tixoconformação nas prensas excêntrica e pneumática com tempo de globularização de 0s, 30s, 90s e 210s;

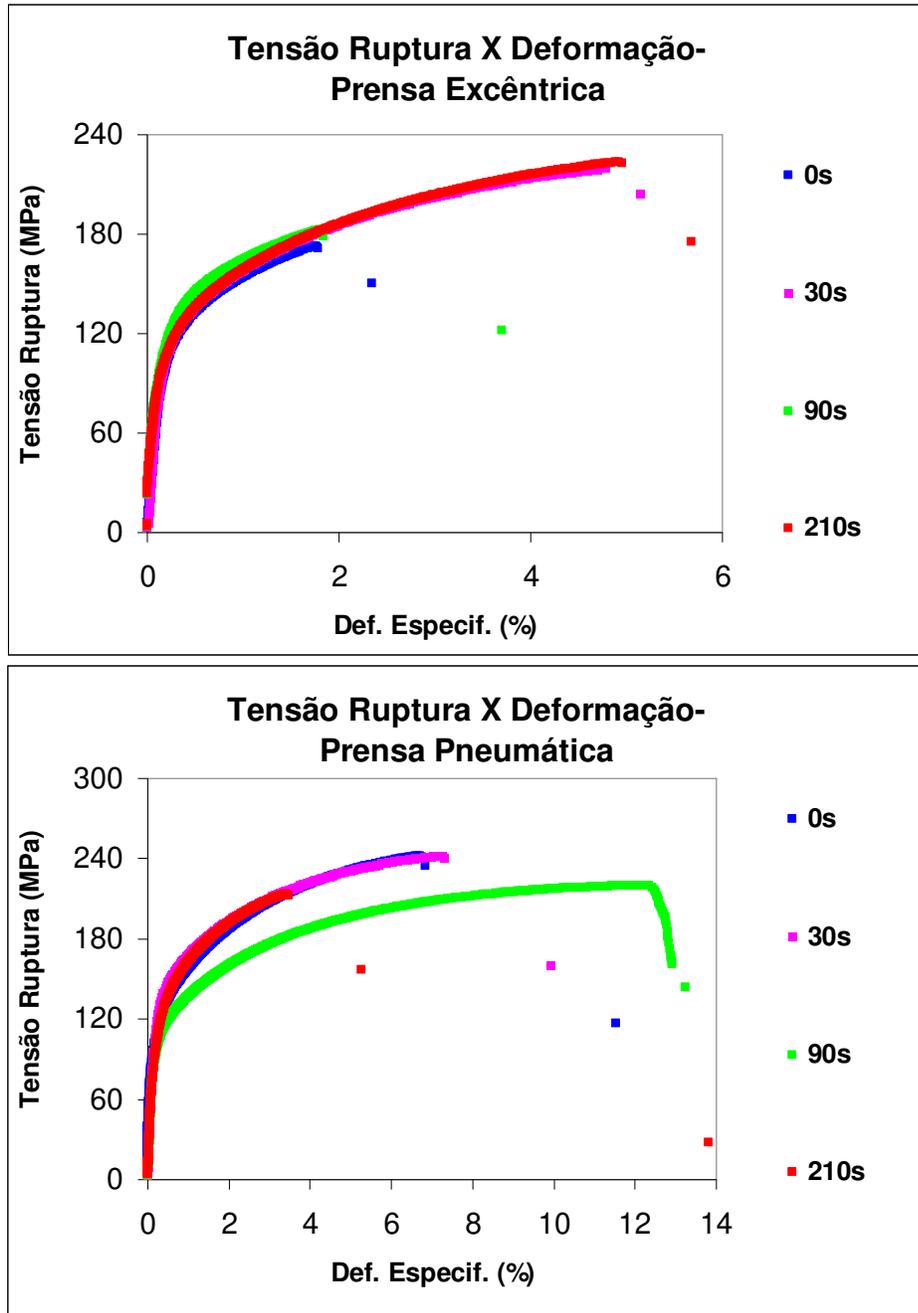


Figura 4.15: Gráfico da ‘Tensão X Deformação’ das amostras Al-5%Si-5%Zn, após a tixoconformação nas prensas excêntrica e pneumática com tempo de globularização de 0s, 30s, 90s e 210s;

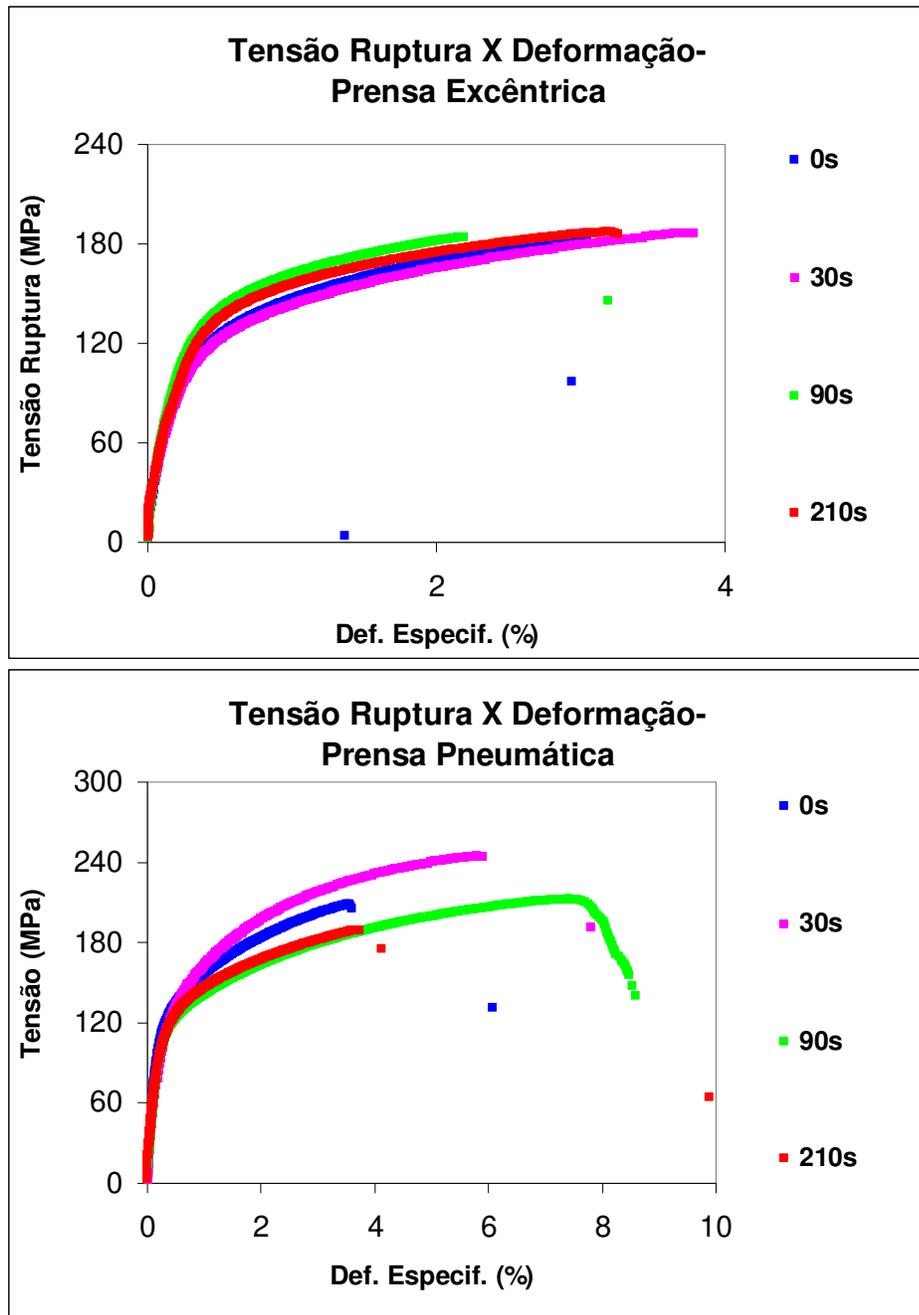


Figura 4.16: Gráfico da ‘Tensão X Deformação’ das amostras Al-6%Si-5%Zn, após a tixoconformação nas prensas excêntrica e pneumática com tempo de globularização de 0s, 30s, 90s e 210s;

Através destes dados, obtidos pelos ensaios de tração, foi possível construir a tabela 4.3. Nesta é possível ver que a tensão de ruptura, tensão de escoamento e deformação específica é maiores nas peças tixoconformadas na prensa pneumática para as três ligas em questão. O fato de

as peças tixoconformadas na prensa pneumática apresentarem maior deformação de ruptura e maior deformação na força máxima significa que a tixoconformação nesta prensa confere maior ductilidade às ligas.

Tabela 4.3: Tensão de ruptura, tensão de escoamento, e deformação elástica com os respectivos desvios padrão para as três ligas estudadas e tixoconformadas nas prensas excêntrica e pneumática

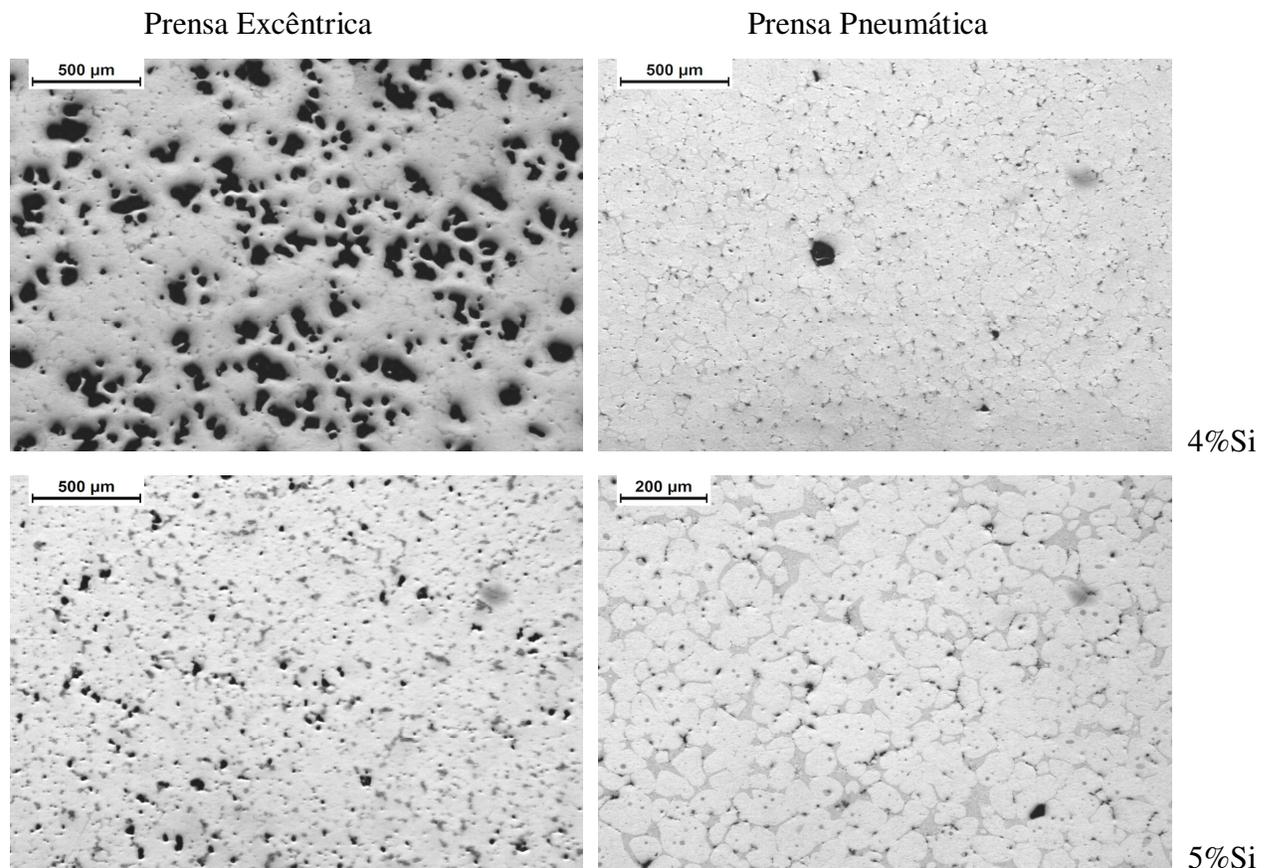
<b>Al-4%Si-5%Zn</b>					
<b>Prensa</b>	<b>T<sub>g</sub> (s)</b>	<b>σ<sub>r</sub> (MPa)</b>	<b>σ<sub>e</sub> (MPa)</b>	<b>ε<sub>r</sub> (%)</b>	<b>ε<sub>força-máx</sub> (%)</b>
<b>Excêntrica</b>	0	210,70 ± 22,67	115,48 ± 4,76	5,5 ± 1,7	5,0 ± 1,5
	30	188,64 ± 27,80	111,17 ± 5,84	5,5 ± 3,6	6,0 ± 3,5
	90	154,09 ± 13,43	109,09 ± 11,90	2,2 ± 1,3	2,0 ± 1,0
	210	186,99 ± 11,17	107,74 ± 11,56	3,8 ± 0,8	4,0 ± 0,6
<b>Pneumática</b>	0	226,70 ± 6,68	117,00 ± 4,93	11,3 ± 0,8	11,0 ± 1,0
	30	219,84 ± 8,96	104,05 ± 2,54	9,6 ± 1,6	9,0 ± 1,2
	90	219,87 ± 0,92	97,72 ± 6,18	10,4 ± 1,8	10,0 ± 1,5
	210	217,85 ± 9,49	104,25 ± 6,30	8,8 ± 3,4	8,0 ± 3,0
<b>Al-5%Si-5%Zn</b>					
<b>Prensa</b>	<b>T<sub>g</sub> (s)</b>	<b>σ<sub>r</sub> (MPa)</b>	<b>σ<sub>e</sub> (MPa)</b>	<b>ε<sub>r</sub> (%)</b>	<b>ε<sub>força-máx</sub> (%)</b>
<b>Excêntrica</b>	0	172,69 ± 18,25	124,47 ± 4,40	1,8 ± 0,7	2,0 ± 0,6
	30	219,38 ± 4,09	127,05 ± 3,75	4,7 ± 1,2	5,0 ± 1,2
	90	168,04 ± 26,77	125,60 ± 9,87	1,9 ± 0,9	2,0 ± 1,0
	210	200,60 ± 39,77	113,25 ± 4,96	3,1 ± 2,0	3,0 ± 2,0
<b>Pneumática</b>	0	241,81 ± 3,29	117,98 ± 7,40	6,8 ± 0,5	7,0 ± 0,6
	30	241,99 ± 2,58	139,03 ± 5,50	7,2 ± 1,5	4,0 ± 1,5
	90	217,24 ± 11,13	130,41 ± 8,44	3,7 ± 2,4	3,0 ± 2,0
	210	213,17 ± 47,79	124,91 ± 3,57	3,4 ± 1,4	2,0 ± 1,6
<b>Al-6%Si-5%Zn</b>					
<b>Prensa</b>	<b>T<sub>g</sub></b>	<b>σ<sub>r</sub> (MPa)</b>	<b>σ<sub>e</sub> (MPa)</b>	<b>ε<sub>r</sub> (%)</b>	<b>ε<sub>força-máx</sub> (%)</b>
<b>Excêntrica</b>	0	182,87 ± 11,67	111,49 ± 8,45	3,1 ± 0,4	3,0 ± 0,6
	30	186,84 ± 3,71	106,20 ± 7,31	3,8 ± 0,7	4,0 ± 0,6
	90	184,08 ± 8,81	125,25 ± 11,21	2,2 ± 0,2	2,0 ± 0,0
	210	187,13 ± 5,09	118,53 ± 9,98	3,2 ± 0,5	3,0 ± 0,6
<b>Pneumática</b>	0	208,52 ± 9,21	128,01 ± 7,14	3,6 ± 0,1	4,0 ± 0,0
	30	245,05 ± 3,70	119,28 ± 4,35	5,8 ± 0,3	6,0 ± 0,0
	90	212,40 ± 17,27	116,68 ± 8,27	8,5 ± 1,8	7,0 ± 1,0
	210	189,43 ± 15,10	112,08 ± 3,59	3,7 ± 1,4	4,0 ± 1,5

Nota-se que, a liga Al-4%Si-5%Zn apresenta melhores propriedades com o tempo de globularização de 0 segundo, enquanto a liga Al-5%Si-5%Zn e a liga Al-6%Si-5%Zn comportam-se melhor com um tempo de tratamento de 30 segundos.

Neste ensaio de tração, a liga Al-5%Si-5%Zn, apresentou maiores valores para tensão de escoamento do que as outras duas ligas. Sendo que a liga Al-4%Si-5%Zn, apresentou maiores deformações específicas. O estudo da viscosidade dessas três ligas, verificou que as ligas com 4 e 5wt%Si apresentam os melhores comportamentos em termos de tixotromabilidade (PERES, 2012).

O tempo de globularização de 210 segundos não apresentou bons resultados em relação a deformação e tensão de ruptura e tensão de escoamento.

A Figura 4.17 apresenta uma comparação micrográfica entre as amostras com melhores e as amostras com piores propriedades mecânicas de cada liga avaliada.



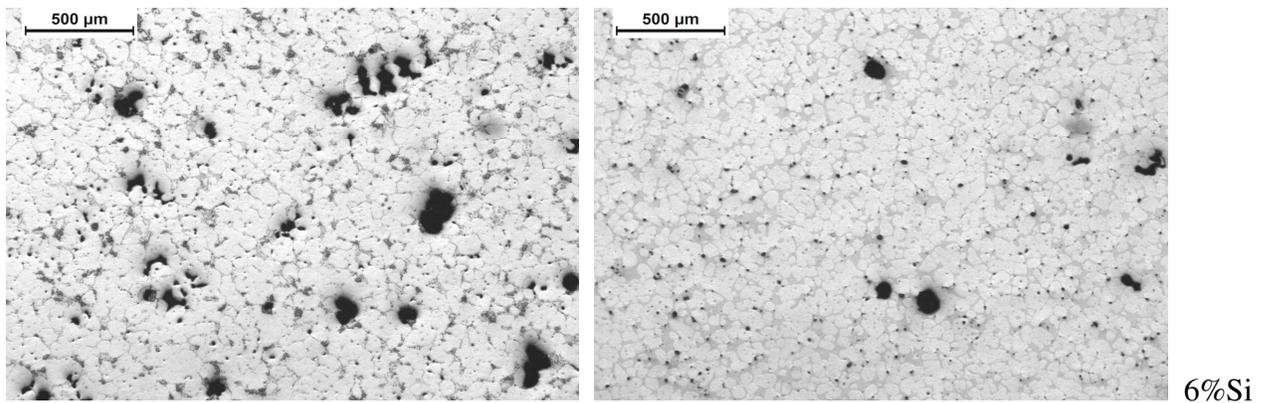


Figura 4.17: Comparação micrográfica entre as amostras das três ligas estudadas;

Ressaltando que, a tensão de ruptura, tensão de escoamento e deformação específica são maiores nas peças tixoconformadas na prensa pneumática para as três ligas em questão foi feita uma análise micrográfica nas amostras em questão, o que evidenciou a grande quantidade de poros presentes nas amostras tixoconformadas na prensa excêntrica o que legitimou os resultados encontrados pelo ensaio de tração. A falta de manutenção da pressão durante o estágio de solidificação final do material fez 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. Desta forma a despeito de a prensa pneumática tixoforjar a peça com carga 50% inferior à prensa excêntrica (13Tons contra 25Tons), a manutenção desta carga durante o estágio de solidificação se mostrou imprescindível para a consolidação da microestrutura.

#### 4.5 Relação Microestrutura Propriedades

A partir Figura 4.18 na qual apresenta o gráfico da “Tensão ruptura X Fração de área dos poros”, é possível perceber que as melhores propriedades mecânicas são encontradas num tempo de tratamento de 0 segundo tanto para a prensa excêntrica quanto para a prensa pneumática para a liga Al-4%Si-5%Zn. O que também pode ser evidenciado através das Figuras 4.19 e 4.20, “Tensão X Tamanho de Glóbulo” e “Tensão X Tamanho de Grão”, respectivamente. Note que, a peça submetida a um tempo de globularização de 210 segundos apresentou as piores características mecânicas. Também é facilmente percebido quão menor é o tamanho do grão e do glóbulo após a tixoconformação na prensa pneumática em comparação com a excêntrica.

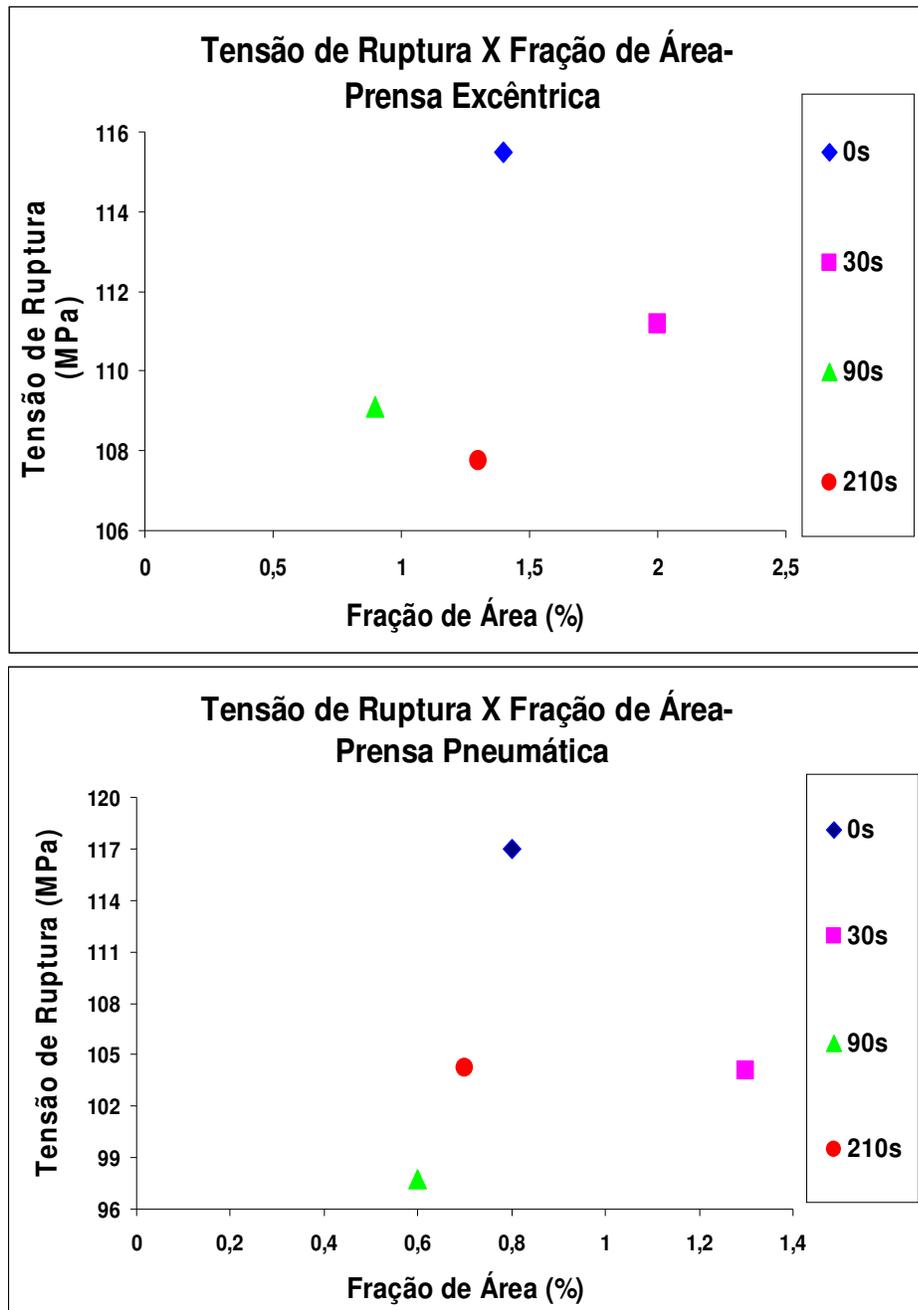


Figura 4.18: Gráfico da “Tensão de ruptura X Fração de Área dos poros” das amostras Al-4%Si-5%Zn, após a tixoconformação nas prensas excêntrica e pneumática com tempo de globularização de 0s, 30s, 90s e 210s;

Observa-se uma quantidade maior de poros na peça tixoconformada pela prensa excêntrica.

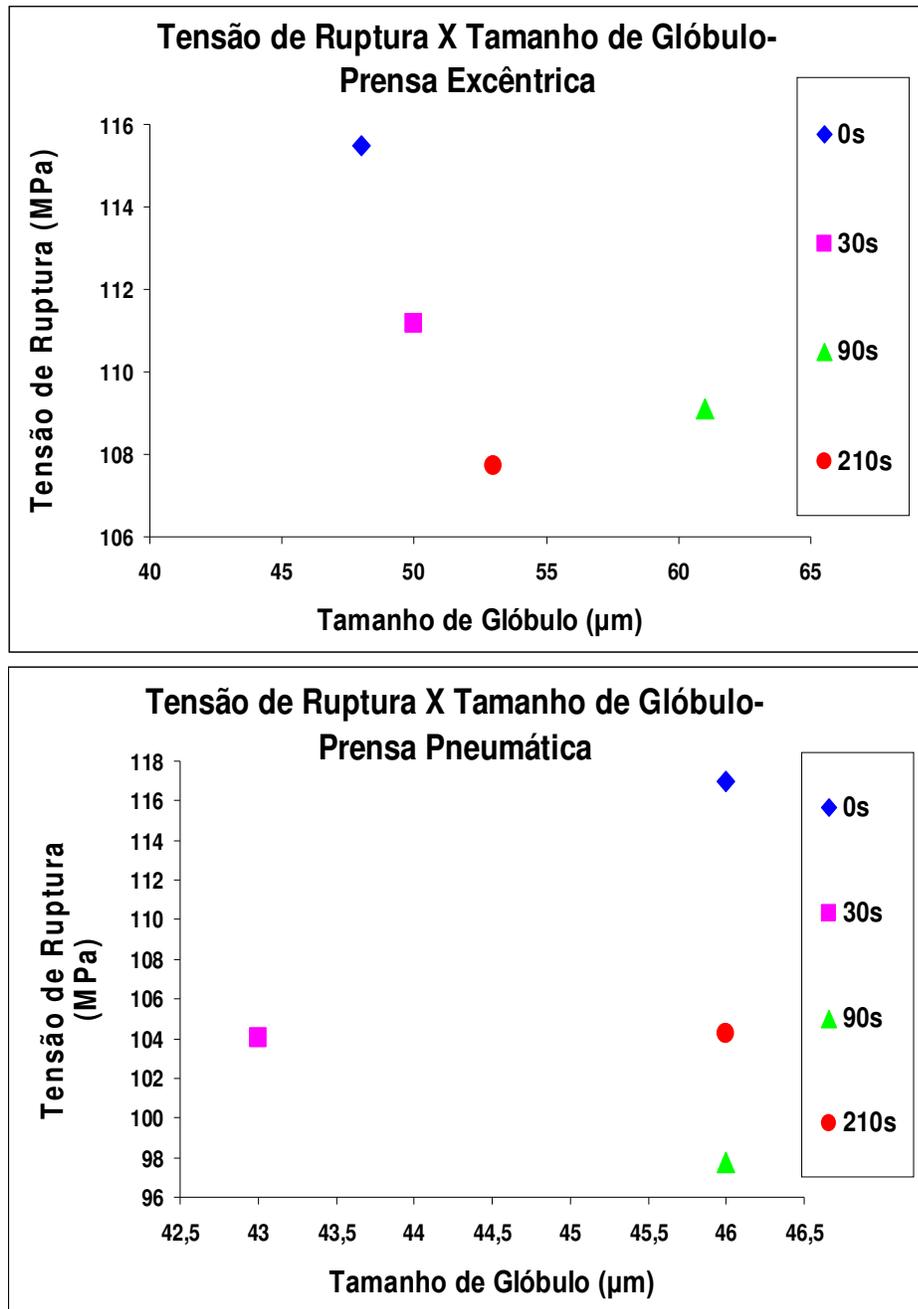


Figura 4.19: Gráfico da “Tensão de ruptura X Tamanho de Glóbulo” das amostras Al-4%Si-5%Zn, após a tixoconformação nas prensas excêntrica e pneumática com tempo de globularização de 0s, 30s, 90s e 210s;

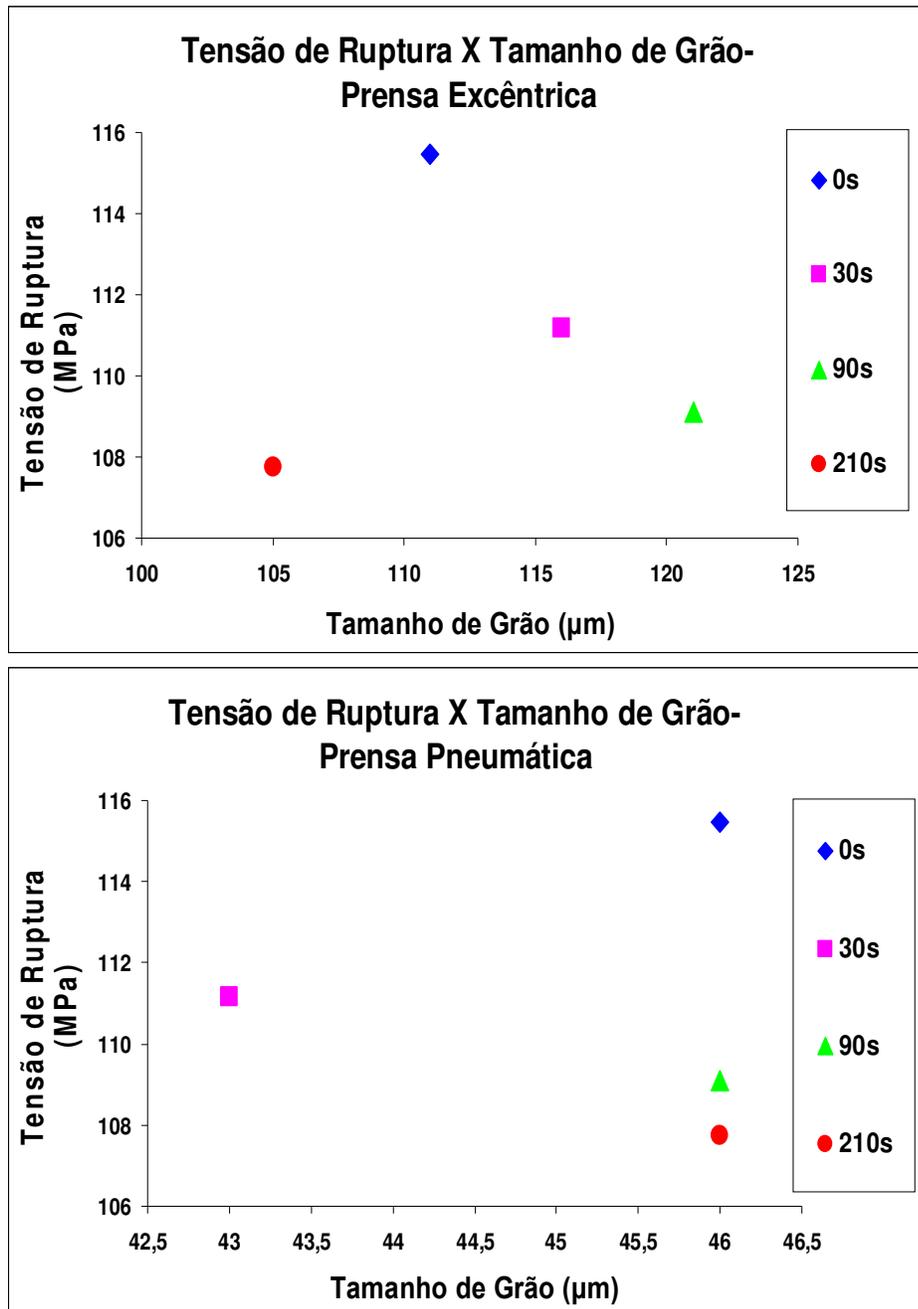


Figura 4.20: Gráfico da “Tensão de ruptura X Tamanho de Grão” das amostras Al-4%Si-5%Zn, após a tixoconformação nas prensas excêntrica e pneumática com tempo de globularização de 0s, 30s, 90s e 210s;

Para a liga Al-5%Si-5%Zn, têm-se as Figuras 4.21, 4.22 e 4.23 as quais evidenciam que o tempo de globularização que oferece melhores propriedades mecânicas é o de 30 segundos, seguido pelo de 90 segundos. Mais uma vez, o tempo de tratamento de 210 segundos não

apresentou bons resultados. Percebe-se quão menor é o tamanho do grão e do glóbulo após a tixoconformação na prensa pneumática em relação com a excêntrica.

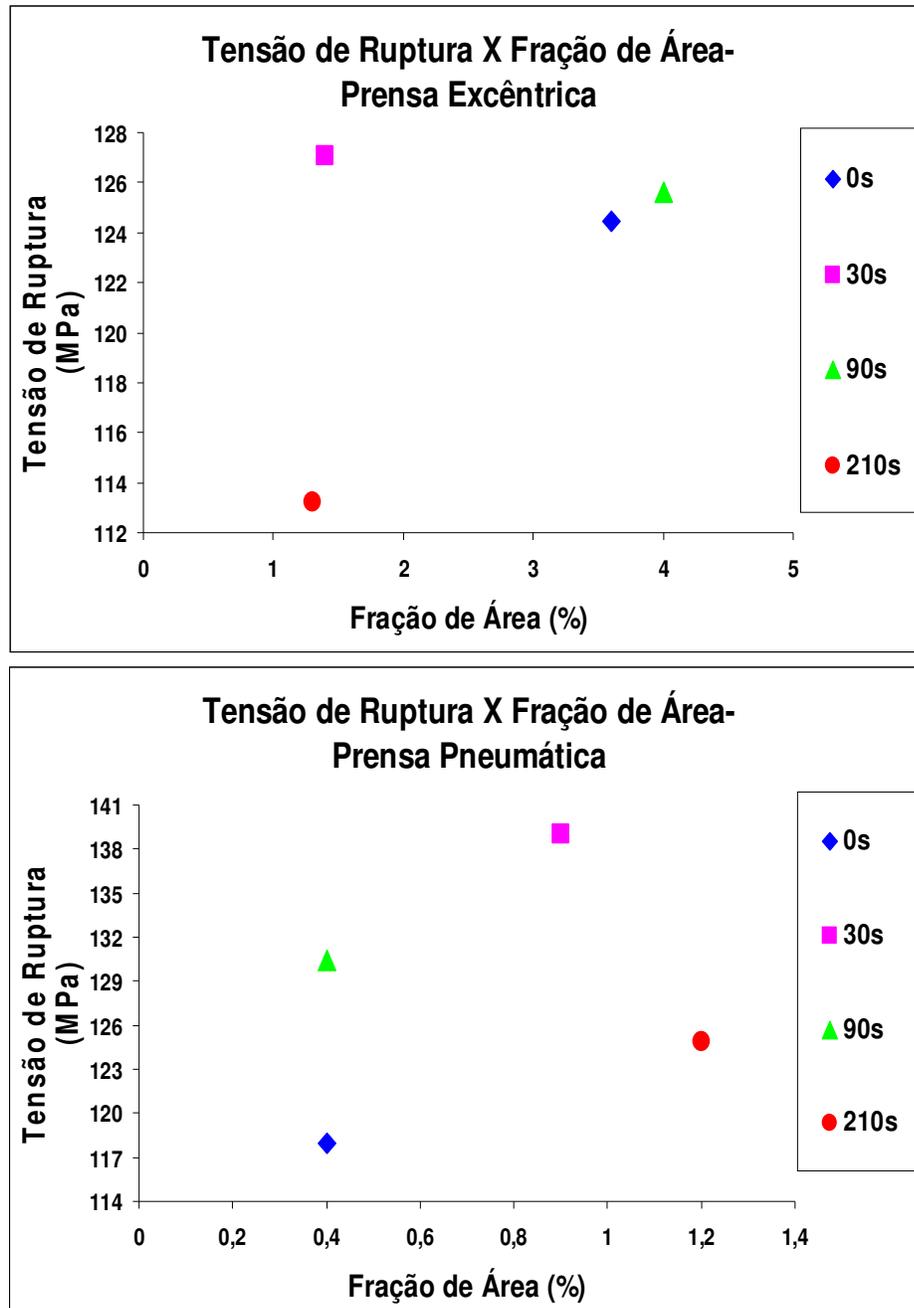


Figura 4.21: Gráfico da “Tensão de ruptura X Fração de Área dos poros” das amostras Al-5%Si-5%Zn, após a tixoconformação nas prensas excêntrica e pneumática com tempo de globularização de 0s, 30s, 90s e 210s;

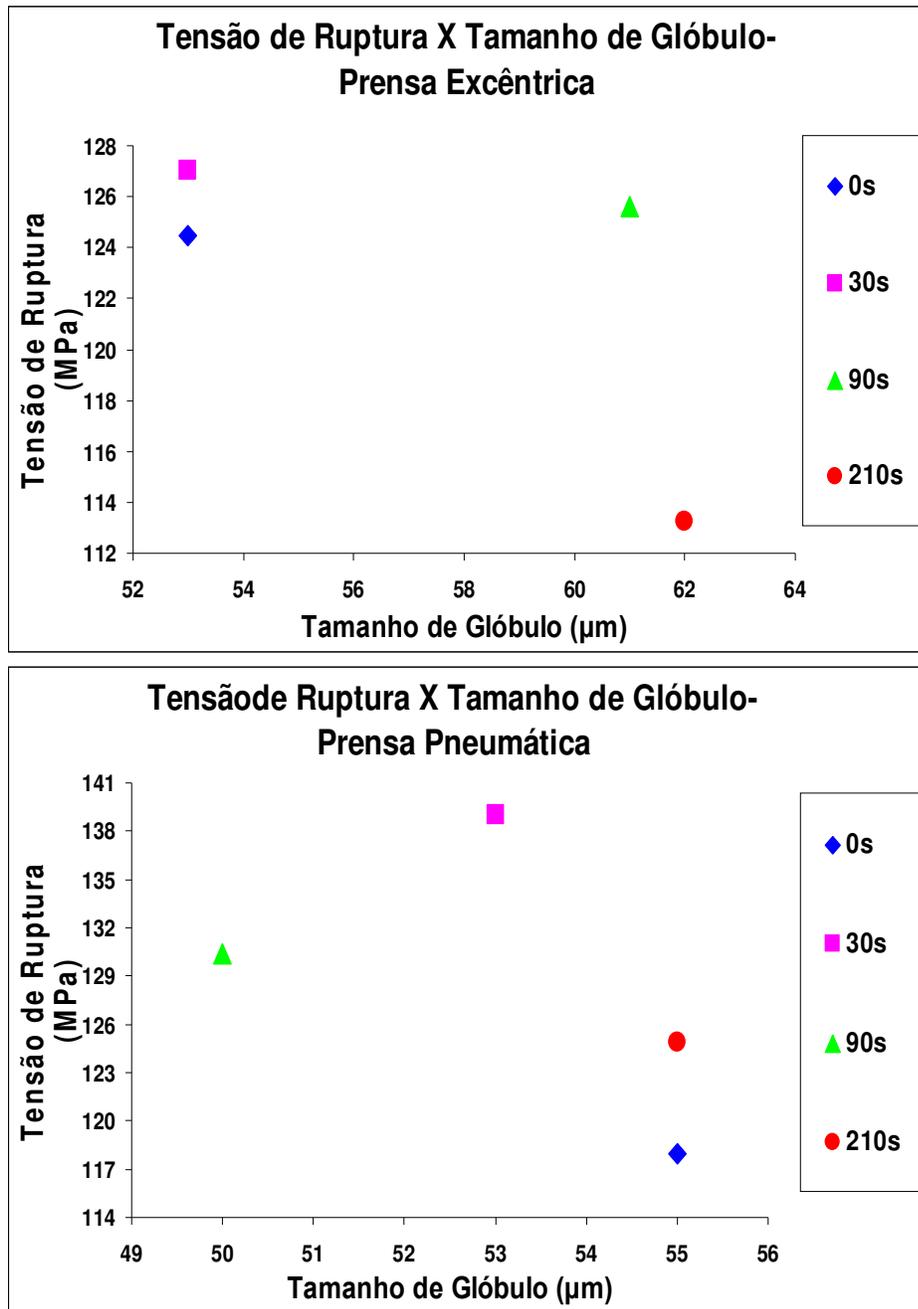


Figura 4.22: Gráfico da “Tensão de ruptura X Tamanho de Glóbulo” das amostras Al-5%Si-5%Zn, após a tixoconformação nas prensas excêntrica e pneumática com tempo de globularização de 0s, 30s, 90s e 210s;

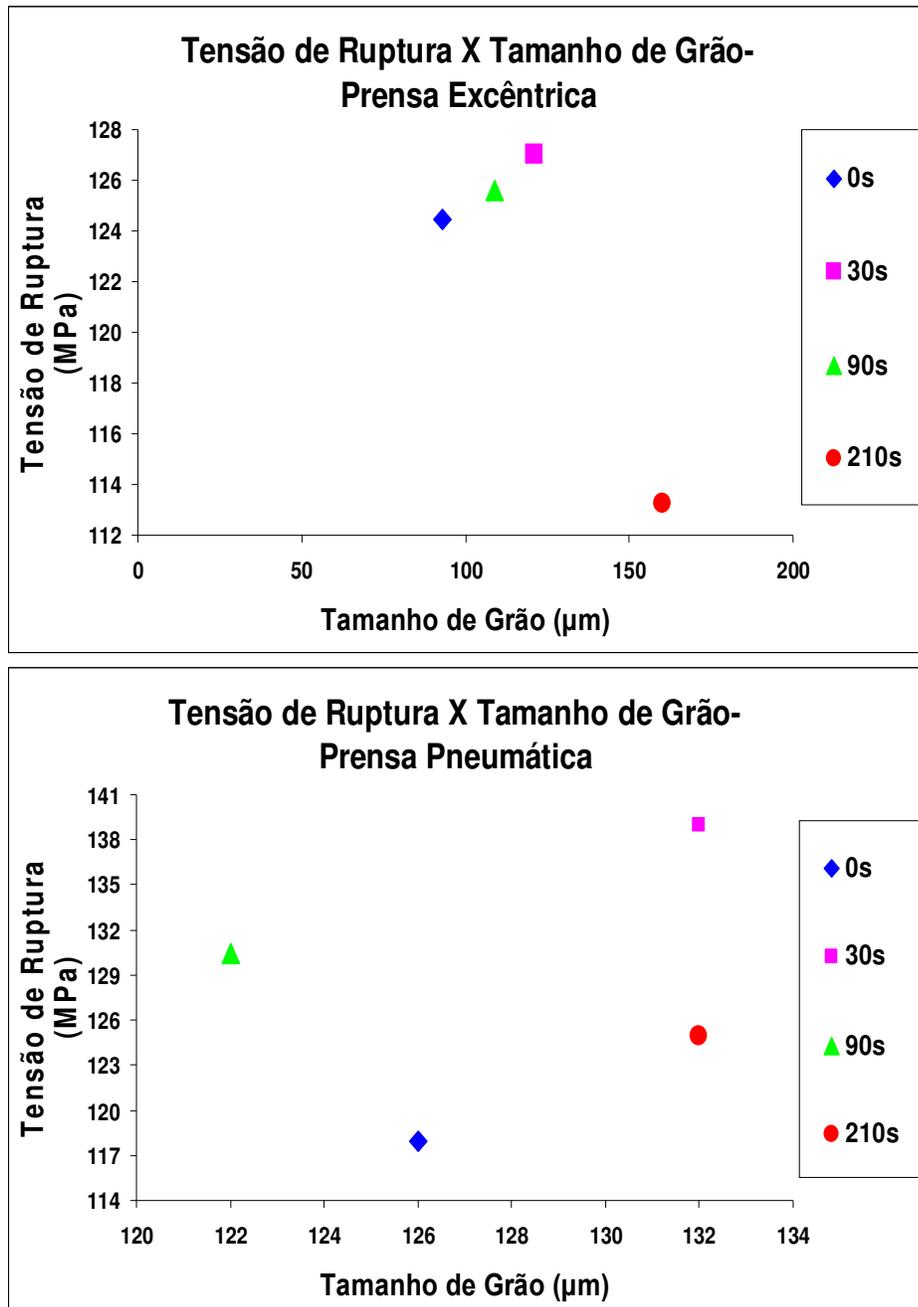


Figura 4.23: Gráfico da “Tensão de ruptura X Tamanho de Grão” das amostras Al-5%Si-5%Zn, após a tixoconformação nas prensas excêntrica e pneumática com tempo de globularização de 0s, 30s, 90s e 210s;

Também para a liga Al-5%Si-5%Zn, a quantidade de poros é maior na peça tixoconformada pela prensa excêntrica.

As Figuras 4.24, 4.25 e 4.26 demonstram que o tempo de globularização que proporciona melhores propriedades mecânicas é o de 30 segundos para a liga Al-6%Si-5%Zn. Evidenciou-se

maior porosidade nas ligas tixoconformadas pela prensa excêntrica. Nota-se que é menor o tamanho do grão e do glóbulo após a tixoconformação na prensa pneumática.

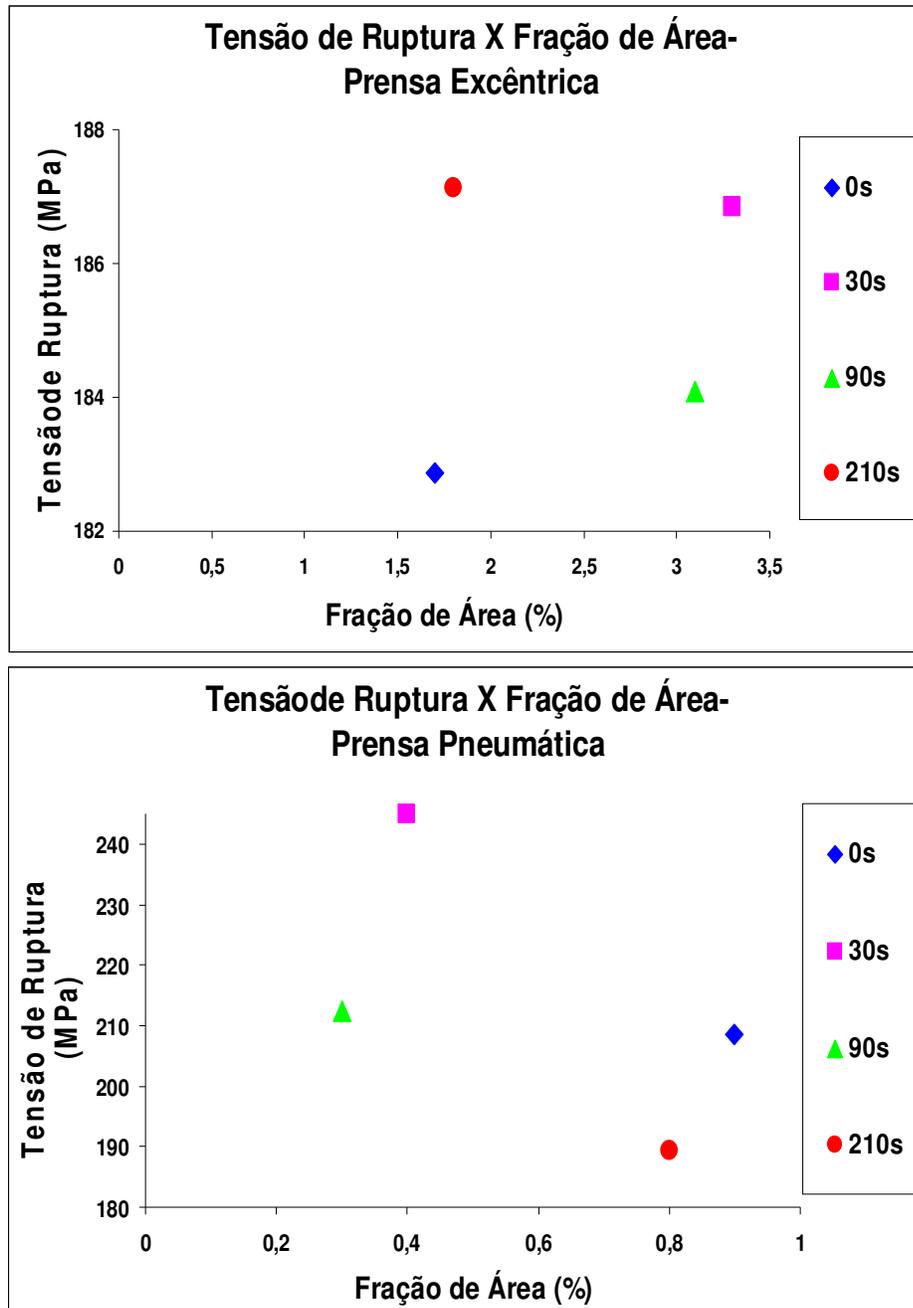


Figura 4.24: Gráfico da “Tensão de ruptura X Fração de Área dos poros” das amostras Al-6%Si-5%Zn, após a tixoconformação nas prensas excêntrica e pneumática com tempo de globularização de 0s, 30s, 90s e 210s;

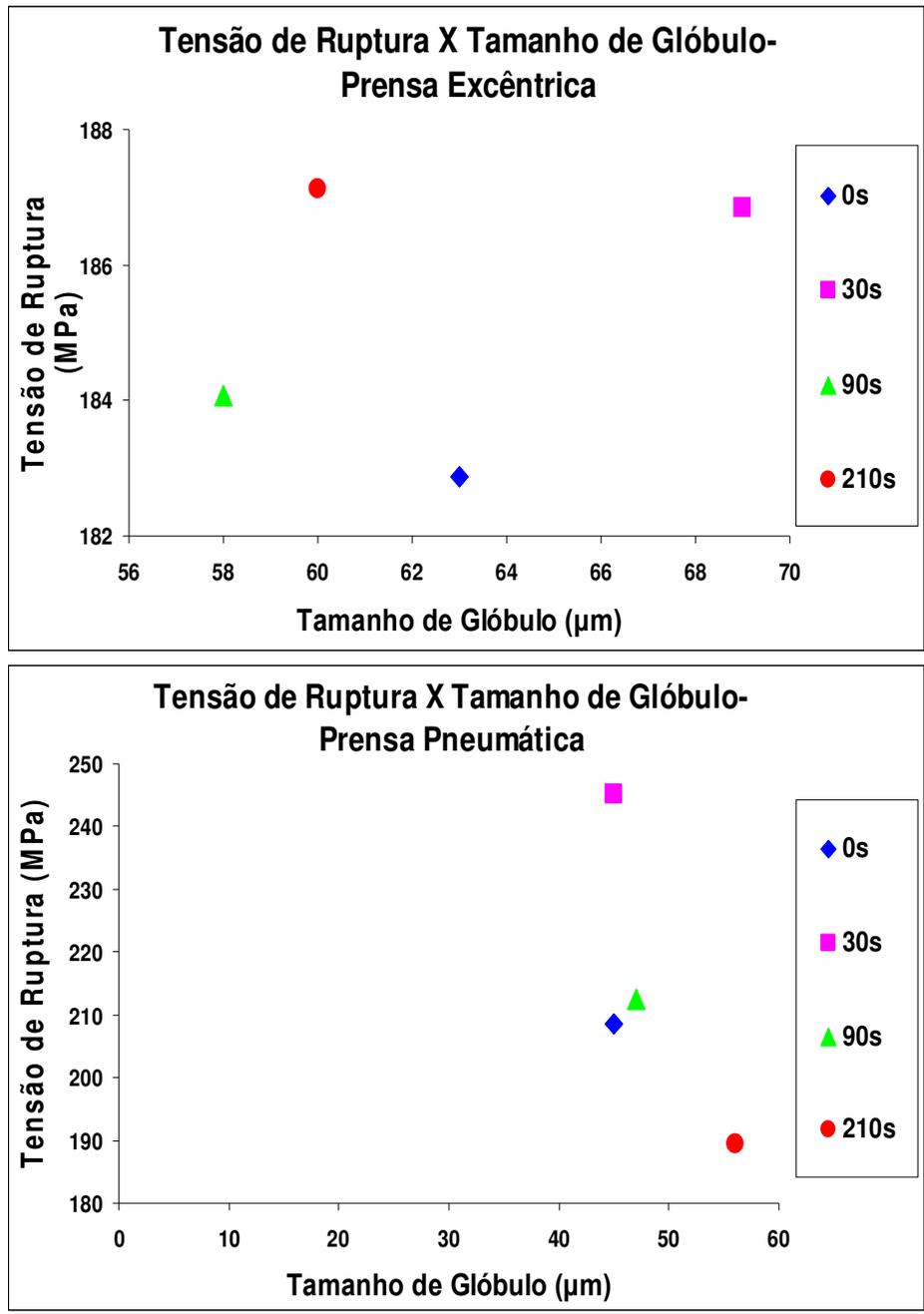


Figura 4.25: Gráfico da “Tensão de ruptura X Tamanho de Glóbulo” das amostras Al-5%Si-5%Zn, após a tixoconformação nas prensas excêntrica e pneumática com tempo de globularização de 0s, 30s, 90s e 210s;

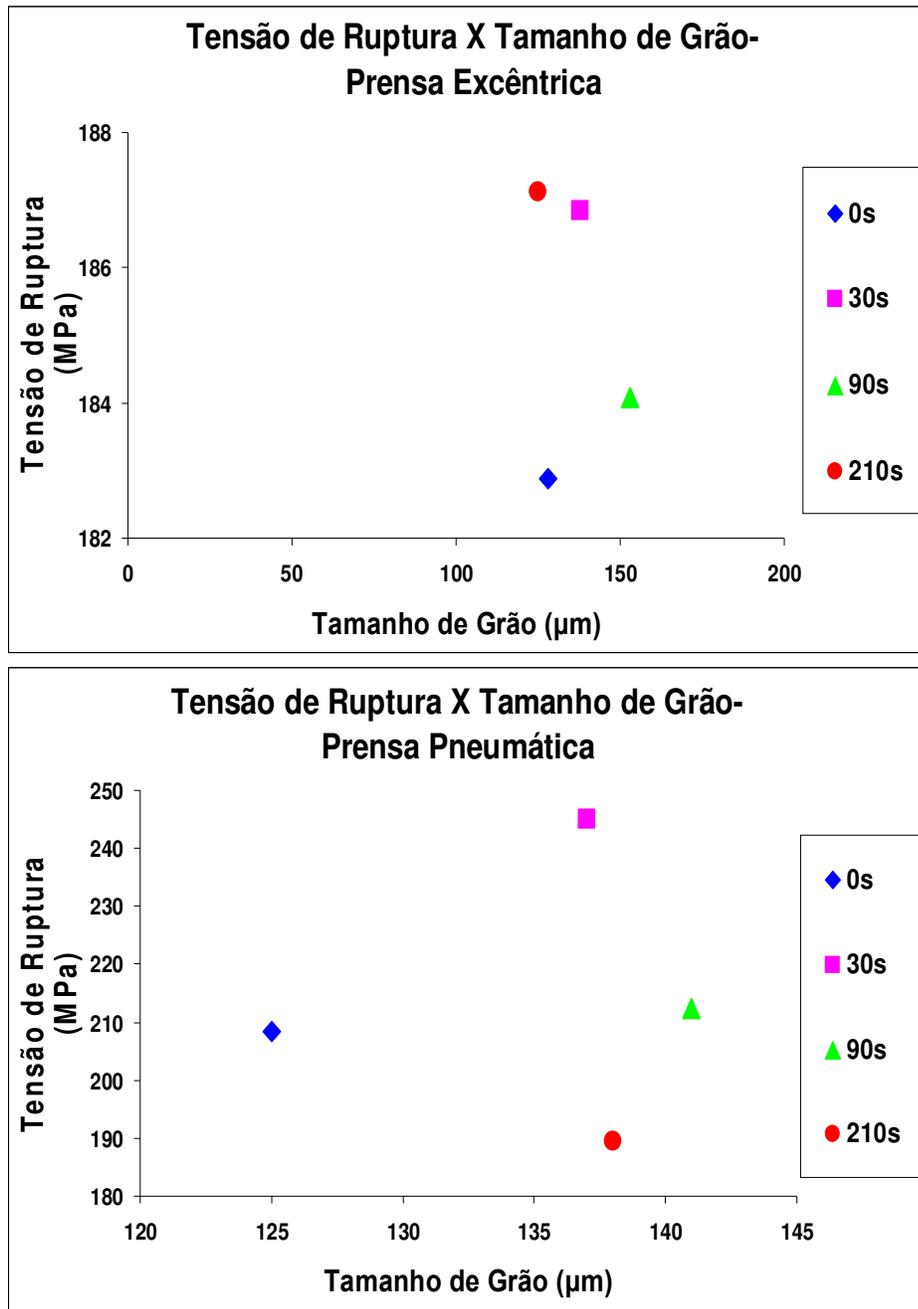


Figura 4.26: Gráfico da “Tensão de ruptura X Tamanho de Grão” das amostras Al-6%Si-5%Zn, após a tixoconformação nas prensas excêntrica e pneumática com tempo de globularização de 0s, 30s, 90s e 210s;

## 5 Conclusões

Este capítulo aborda, de maneira resumida, as conclusões tomadas ao longo desta dissertação. Serão apresentadas as conclusões de acordo com a ordem na qual foram referidas e discutidas durante este trabalho.

### 5.1 Análise da porosidade e caracterização microestrutural

A análise da porosidade evidenciou que as amostras tixoconformadas na prensa excêntrica apresentaram uma fração de área de poros maior, ou seja, apresentou uma maior quantidade e um maior tamanho dos poros, o que pode fazer com que apresente piores características mecânicas; Esses poros de maior dimensão encontram-se, em sua maioria, ao longo dos contornos dos grãos.

Também foi evidenciado que os contornos dos grãos das amostras tixoconformadas na prensa pneumática são melhores delineados. Também é possível perceber a presença de precipitados ao longo dos contornos de grãos. A presença de contorno de grãos extensivos, precipitados e segregados ao longo dos contornos de grãos são agentes responsáveis pela fratura intergranular, que é de natureza frágil. Assim, com o aumento da quantidade de silício, maior a quantidade de precipitados ao longo dos contornos dos grãos e conseqüentemente, menor a deformação de ruptura e a deformação na força máxima.

As ligas responderam bem a determinados processos de reaquecimento / tempos de espera, uma vez que ocorreu uma relevante redução do “esqueleto dendrítico” anteriormente existente em alguns deles e as rosetas foram globularizadas em sua grande maioria. Houve uma evolução para morfologia globular, com o aumento no tamanho destes glóbulos primários para o tempo de 210s de tratamento.

A variação entre a relação glóbulos/grão para todas as ligas foi baixa, não devendo nenhuma liga ser excluída por apresentar relação elevada.

## 5.2 Caracterização macroestrutural

Os tamanhos médios de grãos das três ligas estudadas apresentaram tendência crescente desde o tempo de tratamento de 0s até o tempo de tratamento de 210s, tal fenômeno pode ser explicado através dos mecanismos de coalescência e engrossamento de Ostwald (ripening) discutidos anteriormente. Contudo, apresentaram pequenas diferenças entre os tamanhos de grãos, com margens insignificantes ante aos desvios-padrão obtidos.

A contiguidade por volume não excede os valores 0,5 para materiais tixotrópicos de boa fluidez; porém, em outro caso, o valor abaixo de 0,1 não é bom para tixoconformação devido apresentar uma pior estabilidade da pasta por endurecimento. Assim, os valores encontrados para as três ligas (inferior a 0,5) revelam que, estas respondem como fluidos tixotrópicos de boa fluidez, sendo, portanto, bons materiais para a tixoconformação. PERES, 2012, ao estudar a viscosidade nessas ligas, constatou que as ligas com 4 e 5wt%Si apresentam os melhores comportamentos em termos de tixoconformabilidade.

Quanto maior a concentração de silício na liga, menos coesa é esta liga, ou seja, menor o valor encontrado para  $C_S$  e  $C_{SC}$ . O processo de tixoconformação também influencia na contiguidade: quando a tixoconformação ocorre na prensa excêntrica, os grãos se tornam mais coesos do que quando tixoconformados na prensa pneumática.

Nota-se também que quanto maior a porcentagem de silício presente na liga, maior o tamanho do grão e maior a relação grão/glóbulo;

As ligas analisadas apresentam uma maior quantidade de glóbulos após a tixoconformação na prensa pneumática, isto é, o tamanho dos glóbulos é menor nessas condições.

## 5.3 Ensaio de Tração

A tensão de ruptura, tensão de escoamento e deformação específica obtida pelo ensaio de tração, mostrou-se maior nas peças tixoconformadas na prensa pneumática do que na peça tixoconformada pela prensa excêntrica. Isto foi evidenciado nas liga três ligas estudadas, isto é, na liga Al-4%Si-5%Zn, Al-5%Si-5%Zn e Al-6%Si-5%Zn.

Constata-se que o tratamento de globularização de 30 segundos apresentou melhores propriedades mecânicas, em relação à tensão de ruptura ( $\sigma_r$ ) e deformação específica. Enquanto o

tempo de globularização de 210 segundos não apresentou bons resultados em relação à deformação e tensão de ruptura e tensão de escoamento.

A liga Al-4%Si-5%Zn apresenta melhores propriedades com o tempo de globularização de 0 segundo, enquanto a liga Al-5%Si-5%Zn e a liga Al-6%Si-5%Zn com um tempo de tratamento de 30 segundos.

A liga Al-5%Si-5%Zn apresentou maiores valores para tensão de escoamento do que as outras duas ligas. Sendo que a liga Al-4%Si-5%Zn, apresentou maiores deformações específicas.

A grande quantidade de poros presentes nas amostras tixoconformadas na prensa excêntrica legitimou os resultados encontrados nos ensaios de tração. A quantidade excessiva de poros se deve à falta de manutenção da pressão durante o estágio de solidificação, o qual fez evoluir gases nos materiais com a consequente geração de porosidades, que, por sua vez afetaram as propriedades mecânicas finais.

## 5.4 Relação Microestrutura Propriedades

Através dessa análise chega-se a conclusão de que as peças tixoconformadas na prensa pneumática apresentaram melhores propriedades mecânicas devido a:

- Menor porosidade destas;
- Menor tamanho dos grãos e glóbulos, consequentemente, a maior quantidade destes;

Também foi observado que as ligas Al-4%Si-5%Zn e Al-5%Si-5%Zn apresentaram as melhores propriedades mecânicas: tensão de ruptura, tensão de escoamento, deformação de ruptura e deformação na força máxima maiores.

O tempo de tratamento de 210 segundos não apresentou bons resultados em relação à deformação de ruptura, deformação na força máxima, tensão de ruptura e tensão de escoamento. Já o tratamento de globularização de 30 segundos apresentou melhores propriedades mecânicas, em relação à tensão de ruptura ( $\sigma_r$ ) e deformação específica. Fato este, que pode ser ratificado pela viscosidade: as amostras que foram submetidas a 30 segundos de tempo de globularização apresentaram viscosidade um pouco menor em relação aos outros tempos analisados, esse fenômeno pode ser explicado a partir do fato de que no tempo de 0 segundo de globularização os

grãos constituintes da amostra não tiveram tempo suficiente para se globularizar por completo, não apresentando uma morfologia tão globular como os grãos das amostras globularizadas com tempos de 30 segundos. Já as amostras submetidas a tempos de 90 e principalmente 210 segundos, apesar de disponibilizarem de maior tempo para globularização dos grãos, esse tempo elevado conduziu ao aumento do tamanho dos grãos, o que causou o aumento da viscosidade devido às interações entre grãos quando submetidos à deformação (PERES, 2012).

## Referências Bibliográficas

ATKINSON, H. V. *Modeling the Semi-solid Processing of Metallic Alloys*. Progress in Materials Science, v.50, pp.341-412, 2004

ATKINSON, H. V., LIU D *Microstructural coarsening of semi-solid aluminium alloys*. Material Science Engineering A, v.496, p.439-446, 2008.

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

BERGSMA, S. C., TOOLE, M.C., KASSNER, M. E., LI, X., EVANGELISTA, E. Semi-solid thermal transformation os Al-Si alloys and the resulting mechanical properties. Materials Science and Engineering. A237, pp.24-34, 1997.

BRABAZON, D., BROWNE, D. J., CARR, A. J. *Mechanical stir casting of aluminium alloys from the mushy state: process, microstructure and mechanical properties*. Materials Science and Engineering. A326, pp.370-381, 2002.

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

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

CHAI, G. et al., *Studies of dendrite coherency in solidifying aluminum alloy melts by rheological measurements*. In: INTERNATIONAL CONFERENCE OF SEMISOLID MATERIAL PROCESSING, 2., 1992, local. Proceedings... local de publicação: editora, 1992. p. 193–201.

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

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

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

CHIARMETTA, G. *Why Thixo?* In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON THE PROCESSING OF SEMISOLID ALLOYS AND CONPOSITES, 6., 2000, Turim. Proceedings... Italia, 2000. p. 15-21.

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

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

FAN, Z. *Semisolid metal processing*. *International Materials Reviews*, v. 47, n. 2, p. 49-85, 2002.

FEHLBIER, M.; KLAASEN, O.; SAHM, P. R. *Thixocasting: "New Methods for the Characterization of the Flow Lengths and the Modal Filling Behavior of Semi-solid Alloys"*. In: Proceedings of the 6<sup>th</sup> International Conference on the Semi-solid Processing of Alloys and Composites, Turin, Italy, 2000, pp. 665-660.

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

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

FLEMINGS, M.C. *Solidification Processing*. McGraw Hill Publication, 1974.

FLEMINGS, M.C., JOHNSON W.L. *High Viscosity Liquid and Semi-Solid Metal Casting: Processes and Products*. Plenary Lecture, World Foundry Conference., KyongJu, Korea, October 20-24, 2002.

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

FLUXIAO, Y., JIANZHONG, C., RANGANATHAN, S., DWARAKADASA, E.S. Fundamental differences between spray forming and other semi-solid process. Materials Science and Engineering. A304 p. 621-626, 2001.

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

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

GULLO, C.G., STEINHOFF, K., UGGOWITZER, P.J. Microstructural Changes During Reheating of Semi-solid Alloy AA6082 Modified with Barium. In: Proceedings of the 6<sup>th</sup>

International Conference on Semi-solid Processing of Alloys and Composites, Turin, Italy, 2000, pp.367-372.

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

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

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

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

KAPRANOS, P., GIBSON, R. C., KIRKWOOD, D. H., SELLARS, C. M. *Inducting heating and partial melting of high melting point thixoformable alloys*. Proceedings of the 4<sup>th</sup> International Conference on Semi-solid Processing of Alloys and Composites. Sheffield, Inglaterra, p. 148-152, 1996.

KAPRANOS, P., WARD, P. J., ATKINSON, H. V., KIRKWOOD, D. H. *Near Net Shaping by semi-solid metal processing*. Materials and Design, 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, pp.1504-1511, 1967.

KIM, C. H. *Process Measurement Instrument Engineers Handbook*. Pennsylvania: Chilton Book, 1982. p. 440-480.

KIRKWOOD, D. H. *International Materials Review*, v. 39, p.173-179, 1994.

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

KIUCHI, M.; SUGIYAMA, S. *Mashy – state extrusion, rolling and forming*. In: 3<sup>th</sup> INTERNATIONAL CONFERENCE ON THE SEMI-SOLID PROCESSING OF ALLOYS AND COMPOSITES. Japan, 1994. p. 245-257.

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

LIU, T.Y. et al. Rapid compression of aluminium alloys and its relationship to thixoformability. Metallurgical and Materials Transactions A, v. 34A, n. 7, p. 1545-1554, 2002.

LOUË, W. R., SUÉRY, M. *Microstructural evolution during partial remelting of Al-Si 7Mg alloys*. Material Science and Engineering. A203 p. 1-13, 1995.

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

MARSH, S.P., GLICKSMAN, M. E. *Ostwald Ripening in 9ow-Spherical Morphologies*. Materials Science and Engineering A, v.A238, pp.140-147, 1997.

PAES, M. *Obtenção e Caracterização de 9ovas Ligas Al-Si-Mg para Tixoconformação*. Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2004, 154p. Tese (Doutorado).

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

PERES, G. *Tixoconformabilidade de ligas Al-Xwt%Si-5wt%Zn*. Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2010, 92p. Tese (Mestrado).

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

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

ROBERT, M. H., MARTINS, A. C. *Desenvolvimento de Processo para Obtenção de Compósito Metal-Cerâmica via Matriz Reofundida*. Anais do 10º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, 1992.

ROBERT, M. H. *Partial Melting as an Efficient Method to Produce Rheocast Alloy Slurries*. Trans of Japan Foundrymens Society, v.12, pp.45-51, 1993.

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

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

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

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

ROVIRA, M. M. M. *Forjamento da liga AA 2011 no estado semi-sólido: estudo do processo e do produto*. 2001. 215p. Tese (doutorado) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas.

SILVA, B. M. A., *Influência da Microestrutura Inicial e Material de Molde na Tixoconformação da Liga A356*. Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2007, 122p. Tese (Mestrado).

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

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

VAN VLACK, L. *Princípios de Ciência dos Materiais: controle de microestrutura*. São Paulo: Edgard Blucher, 1970 p. 300-317.

VOGEL, A., DOHERTY, R. D., CANTOR, B. *Stir-cast microstructure and slow crack growth*. In: International Conference on solidification and casting of metals, 1977, Sheffield. Proceedings... London: Metals Society, 1979. p. 518-525.

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

WABUSSER, H., KAUFMANN, H., UGGOWITZER, P. J. *Adaptation of aluminium foundry alloys for new rheocasting*. Proceedings of 6<sup>th</sup> International Conference on Semi-solid Processing of alloys and Composites. P. 27-29, Turin, Italy, 2000.

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

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

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

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

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